



**M** 2015

# Influência da composição química e tratamentos térmicos num aço de baixa liga

Inês Isabel Castro da Rocha

Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Orientador: Professor Carlos A. Silva Ribeiro

Orientador na empresa: Engenheiro André Ribeiro

Setembro de 2015

<i>CANDIDATO</i>	<i>Código</i>
<i>TÍTULO</i>	
<i>DATA</i>	__ de _____ de _____
<i>LOCAL</i>	Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - Sala _____ - __:__h
<i>JÚRI</i>	
<i>Presidente</i>	DEMM/FEUP
<i>Arguente</i>	DEM/FEUP
<i>Orientador</i>	DEMM/FEUP

*“A alegria de ver e entender é a  
mais bela dádiva da Natureza.”*

Albert Einstein



## Resumo

O ASTM A352 grau LCC é um aço vazado de baixo carbono e baixa liga produzido pela empresa DuritCast. Com a imposição de algumas alterações ao nível do processamento deste aço, como a composição química e o tempo e temperatura de tratamento térmico, é possível obter algumas variações ao nível da microestrutura, levando a alterações ao nível do desempenho do material. Deste modo, com este trabalho, foi possível obter e analisar as diferenças atingidas ao nível da microestrutura e das propriedades mecânicas correspondentes.

Segundo a norma ASTM A352 o aço ASTM LCC pode ser “temperado e revenido”, no entanto, este, após arrefecimento em óleo, depois de austenitizado, continua a apresentar uma microestrutura essencialmente ferrítica com alguma perlite, não apresentando os 50% mínimos de martensite para que possa ser chamado de temperado. Apesar disso, após o tratamento de aquecimento sub-crítico as propriedades obtidas quando comparadas com a norma e bases de dados, vão ao encontro das obtidas para um aço LCC temperado e revenido.

Este estudo também revelou que as percentagens distintas de carbono e manganês presentes nas três ligas em estudo influenciam bastante a forma como estas respondem às diferentes temperaturas e tempos de tratamentos térmicos. Por fim, existem variações de tempo e temperatura nos tratamentos térmicos com as quais não se alcança diferenças a nível das propriedades mecânicas.

## Palavras-chave

Aço vazado de baixo carbono, tratamentos térmicos, microestrutura, propriedades mecânicas

## Abstract

The ASTM A352 grade LCC is a cast steel with low carbon and low alloy produced by DuritCast company. Imposing some alterations to the processing of this steel, such as the chemical composition and the time and temperature of heat treatment, it is possible to obtain some variations in its microstructure, which changes the performance of the material. Thus, with this study, the differences achieved at the microstructure level and corresponding mechanical properties are presented and analyzed.

According to ASTM A352 ASTM LCC, steel can be "quenched and tempered", however, after cooling in oil after austenitized, this steel maintains a microstructure composed essentially with ferrite and some pearlite, not presenting the 50% minimum martensite to that it can be called quenched. Despite this issue, after the sub-critical heat treatment, the properties obtained are equal to a LCC steel quenched and tempered when compared with the standard and databases.

This study also reveals that the different percentages of carbon and manganese present in the three alloys under study influence immensely how they respond to different temperatures and heat treatment times. Finally, there are variations in time and temperature of the thermal treatments which cannot achieve differences in the mechanical properties of this steel.

## Agradecimentos

Gostaria em primeiro lugar de agradecer à empresa DuritCast, principalmente ao Engenheiro Rogério Lopes e ao Engenheiro António Esteves pela oportunidade de desenvolver este trabalho.

Dirijo também uma grande palavra de apreço ao meu orientador, Professor Carlos Silva Ribeiro pelo acompanhamento que ele sempre me prestou durante este trabalho e também durante os últimos três anos de curso.

Gostava de agradecer muito ao André Ribeiro pela forma incansável como me prestou apoio durante este trabalho.

Ao Cinfu, pela forma como foram prestáveis sempre que necessitei do seu serviço.

Ao Sr. Ramiro, pela grande ajuda prestada nas oficinas e pelo bom ambiente de trabalho.

A todas aquelas que pessoas que de uma forma boa se cruzaram na minha vida durante estes cinco anos tornando-os inesquecíveis, sobretudo aqueles com quem convivi mais de perto e com quem partilhei os melhores momentos.

Uma palavra de apreço ao meu namorado que sempre me acompanhou e apoiou.

Por fim, quero agradecer aos meus pais e à minha irmã por esta grande oportunidade, sei que só partindo de um grande esforço por parte deles é que tudo foi possível.

A todos o meu muito obrigado!



## Índice

Resumo.....	i
Palavras-chave.....	ii
Abstract .....	iii
Agradecimentos .....	iv
Índice .....	v
Lista de figuras.....	viii
Lista de tabelas.....	xii
Abreviaturas e Símbolos.....	xiii
1. Introdução.....	1
2. Aços vazados .....	2
2.1 Aços não ligados .....	2
2.2 Aços de baixo carbono.....	3
2.3 ASTM LCC.....	4
3. O efeito da adição de elementos de liga .....	5
3.1. Silício .....	5
3.2. Manganês .....	5
3.3. Fósforo.....	5
3.4. Enxofre.....	6
3.5. Inclusões .....	6
4. Tratamentos térmicos.....	6
4.1. Tratamento térmico de têmpera.....	7
4.1.1. Diagramas TTT .....	9
4.1.2 Diagrama TAC.....	10
4.2. Tratamento térmico de revenido .....	11
4.2.1. Etapas .....	12

4.3.	Tratamento térmico de normalização.....	14
4.4.	Tratamento térmico de recozimento .....	15
4.4.1.	Recozimento sub-crítico.....	15
5.	Metodologia experimental .....	16
5.1.	Material .....	16
6.2.	Procedimento .....	18
6.2.1	Definição dos ciclos térmicos.....	18
6.2.2.	Tratamentos térmicos.....	18
6.2.3.	Preparação metalográfica.....	20
6.2.4.	Ensaio mecânico .....	20
6.	Discussão dos resultados .....	21
6.1.	Microestruturas.....	21
7.1.2.	Considerações finais .....	29
6.2.	Durezas .....	30
6.2.1.	Considerações finais.....	35
6.3.	Tração .....	36
6.3.1.	Resistência à tração ( $R_m$ ).....	37
6.3.2.	Limite elástico ( $R_{p0,2}$ ).....	40
6.3.3.	Alongamento.....	42
6.3.4.	Análise dos resultados obtidos nas três ligas para o mesmo tratamento térmico .....	44
6.3.5	Considerações finais .....	46
6.4.	Impacto.....	46
6.4.1.	Considerações finais .....	51
6.5.	Microscopia eletrônica de varrimento .....	51
6.5.1.	Liga 1.....	51

6.5.2. Liga 2 .....	53
6.5.3. Liga 3.....	54
6.5.4. Considerações finais.....	56
7. Conclusões .....	56
8. Sugestões para trabalhos futuros .....	58
9. Bibliografia .....	59
Anexo I.....	1
Composição química das diferentes zonas obtidas no MEV .....	1
Liga 1 .....	1
Liga 2 .....	3
Liga 3 .....	5

## Lista de figuras

Figura 1: Microestrutura a diferentes ampliações (100x à direita e 200x à esquerda) de um aço com 0,2% de carbono em que se pode observar a perlite e a mais clara a ferrite [7]. .....	3
Figura 2: Dureza obtida após têmpera para distintos teores de carbono [2]. .....	9
Figura 3: Diagrama TTT para o aço LCC [21]. .....	10
Figura 4: Diagrama TAC para o aço LCC [21]. .....	11
Figura 5: Dureza da martensite revenida durante uma hora entre 100 e 700 °C para diferentes teores de carbono [2]. .....	12
Figura 6: Microestrutura de martensite em placas revenida para um aço com 0,4% de carbono onde se podem observar pequenos carbonetos que precipitaram durante o revenido [22]. .....	14
Figura 7: Propriedades mecânicas de aços com teores de carbono entre os 0,2 e os 0,5% após revenido em diferentes condições [2]. .....	14
Figura 8: Perna de provete keel block com a representação das zonas onde este foi cortado após tratamento. ....	17
Figura 9: a) Microestrutura de bruto de vazamento da liga 1 com uma ampliação de 50x. b) Bruto de vazamento correspondente à liga 2 com uma ampliação de 50x. c) Lamelas de perlite no bruto de vazamento da liga 2. ....	22
Figura 10: Microestrutura após austenitização a 920 °C durante 1 hora seguida de arrefecimento rápido em óleo. a) Liga 1 b) Liga 2 .....	22
Figura 11: Microestrutura obtida com arrefecimento em água após austenitização a 920 °C a uma amostra da liga 2. Ampliação 500x .....	23
Figura 12: Microestrutura da amostra 1,2 e 3 que foram sujeitas a um aquecimento sub-crítico de duas horas a 590 °C (1), 620 °C (2) e 670 °C (3), seguido de arrefecimento ao ar depois de serem austenitizadas e arrefecidas em óleo. ....	24
Figura 13: Microestrutura da amostra 4,5 e 6 que foram sujeitas a um aquecimento sub-crítico de quatro horas a 590 °C (1), 620 °C (2) e 670 °C (3) seguido de arrefecimento ao ar depois de serem austenitizadas e arrefecidas em óleo. ....	25
Figura 14: Microestrutura da amostra A,B e C provenientes do segundo vazamento que foram sujeitas a um aquecimento sub-crítico de duas horas a 590 °C (A), 620 °C	

(B) e 670 °C (C) seguido de arrefecimento ao ar depois de serem austenitizadas e arrefecidas em óleo. ....	26
Figura 15: Microestrutura de amostras que foram sujeitas a um aquecimento Sub-crítico de quatro horas a 590°C (D), 620 °C (E) e 670 °C (F) seguido de arrefecimento ao ar depois de serem austenitizadas e arrefecidas em óleo.....	27
Figura 16: Microestrutura após austenitização a 890 °C seguida de arrefecimento em óleo submetidas a um aquecimento à temperatura subcrítica de 590 °C para uma amostra do vazamento 1(7) e do vazamento 2(G). ....	27
Figura 17: Amostra da liga 3 austenitizada a 920 °C e arrefecida em óleo.....	28
Figura 18: Microestruturas referentes à liga 3 depois de austenitizadas durante 2 horas a 890 °C com arrefecimento em óleo e sujeitas posteriormente a um aquecimento Sub-crítico a 620 °C (8) e 670 °C(9). ....	28
Figura 19: Microestrutura referentes ao terceiro vazamento que foram sujeitas a um aquecimento Sub-crítico de quatro horas a 590 °C (D), 620 °C (E) e 670 °C (F) seguido de arrefecimento ao ar depois de serem austenitizadas e arrefecidas em óleo. ....	29
Figura 20: Durezas HB obtidas com os tratamentos efetuados na liga 1 e comparação com os valores de dureza do CesEdupack para o aço LCC temperado e revenido...	30
Figura 21:Durezas HB obtidas com os tratamentos efetuados na liga 2 e comparação com os valores de dureza do CesEdupack para o aço LCC temperado e revenido...	31
Figura 22: Comparação das durezas da liga 1 e da liga 2 para tratamentos de 2 horas. ....	33
Figura 23: Comparação das durezas da liga 1 e da liga 2 para tratamentos de 4 horas. ....	33
Figura 24: Durezas obtidas na liga 3 .....	34
Figura 25: Durezas obtidas em diferentes situações para as 3 ligas. Bruto de vazamento, arrefecimento em óleo, arrefecimento em água, tratamentos de 2 horas de austenitização a 920 °C com arrefecimento em óleo seguido de aquecimento sub-crítico de 2 horas a 620 °C.....	35
Figura 26: Aspeto dos provetes de tração da liga 1 e 2. ....	36
Figura 27: Valores de resistência à tração obtidos antes de depois de tratamento da liga 1 e 2. ....	37
Figura 28: Valores de resistência à tração obtidos na liga 3 para diferentes valores de austenitização e aquecimento sub-crítico. ....	39

Figura 29: Valores de limite elástico obtidos para a liga 1 e 2 em função dos diferentes tempos de tratamento e temperaturas de austenitização e aquecimento sub-crítico.	40
Figura 30: Valores de limite elástico obtidos para a liga 3 em função dos diferentes tempos de tratamento e temperaturas de austenitização e aquecimento sub-crítico.	<b>Error! Bookmark not defined.</b>
Figura 31:Valores de alongamento obtidos à temperatura ambiente para a liga 1 e 2.	42
Figura 32: Valores de alongamento obtidos para a liga 3.	44
Figura 33: Dados de tração obtidos para 5 ligas distintas quando sujeitas a um tratamento térmico igual. Austenitização a 920 °C 2 hora e aquecimento sub-crítico a 620 °C também por duas horas. Arrefecimento após austenitização em óleo expeto num dos casos.	45
Figura 34: Aspeto dos provetes após ensaio de charpy.	46
Figura 35: Valores de energia absorvida para a liga 1 e 2.	47
Figura 36: Valores de energia absorvida para a liga 3.	48
Figura 37: Valores de energia absorvida para as 3 ligas quando sujeitas ao mesmo tratamento térmico.	49
Figura 38: Diferença dos valores de energia absorvida para diferentes temperaturas de ensaio de Charpy.	50
Figura 39:Inclusões encontradas na liga 1.	51
Figura 40: Hexágono de alumina com magnésio no centro.	52
Figura 41: Distribuição das inclusões pela matriz da liga 1.	53
Figura 42:Superfície de fratura de tração, na imagem da direita é possível observar uma pequena porosidade.	53
Figura 43: Inclusões encontras na liga 2.	53
Figura 44:superfície de tração da liga 2.	54
Figura 45: Dispersão de inclusões na liga 2.	54
Figura 46: Inclusões encontradas na liga 3	55
Figura 47 a): Superfície de tração da liga 3.	55
Figura 47 b): Inclusões de titânio e sulfureto de manganês na superfície de tração da liga 3.	55

Figura 48: Porosidade encontrada num provete sujeito a austenitisação a 890 °C e aquecimento sub-crítico a 590 °C.....	56
--	----

## Lista de tabelas

Tabela 1: Composição química LCC [9]. .....	4
Tabela 2: Propriedades após têmpera e revenido do aço LCC [8,10]. .....	4
Tabela 3: Composição química obtida nos 3 distintos vazamentos efetuados. ....	17
Tabela 4: Composição química de tarugos tratados pela DuritCast que irão servir de comparação para propriedades mecânicas.....	18
Tabela 5: Tratamentos térmicos efetuados .....	19



## Abreviaturas e Símbolos

Rm- Tensão de rotura

Re- Tensão limite elástico.

Rp0,2 - Tensão limite convencional de proporcionalidade.

A - Alongamento.

T- Temperatura.

MEV- Microscópio eletrónico de varrimento.

Ac3- Ponto crítico superior

A1- Temperatura de transformação eutectóide.

LCC- Aço de baixo carbono e baixa liga em estudo

TAC-Diagrama de transformação em arrefecimento contínuo

TTT-Diagrama tempo, temperatura transformação.

BV- Bruto de vazamento



## 1. Introdução

Um aço é usualmente definido como uma liga de ferro e carbono com teores de carbono que podem chegar até 2%. Em aços de baixa liga podem existir outros elementos de liga até 5%, sendo que, noutros tipos de aço, este valor pode ser superior, como, por exemplo no caso dos aços ferramenta e inoxidáveis [1].

Os aços podem apresentar uma grande diversidade de propriedades, tendo em conta a sua composição química bem como os tratamentos térmicos aplicados. Estes tratamentos consistem num conjunto de operações que incluem aquecimentos e arrefecimentos em condições controladas onde, com alterações dos ciclos de aquecimento e arrefecimento, se podem obter variações ao nível da microestrutura e, consequentemente ao nível das propriedades mecânicas [1,2].

Perante peças com alguma complexidade geométrica, diferentes espessuras apresentam diferentes comportamentos durante os tratamentos térmicos, dando, no final, origem a algumas diferenças nas propriedades obtidas em diferentes zonas da mesma peça [2].

Deste modo a escolha do tratamento térmico a utilizar, bem como os ciclos de aquecimento e arrefecimento, dependem do material utilizado, assim como das propriedades que este necessita para ser bem-sucedido em serviço [1,2,3].

Em ambiente industrial, por fatores quer de tempo, quer económicos, torna-se impraticável o estudo de otimização de processo, neste caso, tratamentos térmicos para a obtenção de produto com propriedades mecânicas conforme os requisitos dos clientes. No limite, este estudo permitirá a recuperação de módulos que de outra forma seriam rejeitados por falha mecânica. Assim sendo, o objetivo deste trabalho consiste em aplicar algumas alterações nos ciclos térmicos de austenitização e aquecimento sub-crítico de um aço que se encontra dentro dos limites estipulados pela empresa para um LCC e em dois aços com composição aproximada para que, se possa estudar qual a influência da composição química, da variação das temperaturas e dos tempos de tratamento térmico nas propriedades nas microestruturas obtidas e quais as diferenças encontradas ao nível de algumas propriedades mecânicas. Havendo conhecimento das diferenças adquiridas, torna-se mais fácil para a empresa DuritCast definir as variáveis anteriores, de tal forma a que produzam peças com as propriedades solicitadas pelos clientes.

## 2. Aços vazados

Aços vazados são vertidos em moldações de areia ou metálicas, onde posteriormente solidificam e adquirem o formato da moldação em questão. Pretende-se que a peça obtida possua uma forma praticamente definitiva sem que seja necessário proceder a uma transformação mecânica posterior [4].

Com a fundição consegue-se obter uma grande variedade de peças com uma ampla variedade de tamanhos e formas, com bons valores de resistência e tenacidade, a um custo relativamente baixo [4].

A maior desvantagem dos aços vazados deve-se à existência de defeitos superficiais ou internos típicos dos processos de fundição [4].

As peças fundidas são sujeitas a tratamento térmico em primeiro lugar para que se obtenha uma microestrutura uniforme e, em segundo para se atingir o nível de propriedades desejado. [2]

### 2.1 Aços não ligados

Ao nível do processo, aquilo que maior impacto causa na microestrutura e desempenho num aço, é o seu teor de carbono, sendo que, este usualmente não apresenta valores superiores a 1,5% [5].

Apesar de os elementos de liga serem utilizados neste tipo de aços em quantidade reduzida, por vezes têm também grande incidência nas propriedades dos mesmos [5,6].

Para além do ferro e do carbono estes aços apresentam sempre:

- Silício (<0,60%), manganês(<1,65%), fósforo, e enxofre.

Podem apresentar eventualmente:

- Alumínio, titânio, níquel, cromo, cobre etc... em baixa percentagem.

Vestígios:

- Chumbo, estanho, arsénio, etc..., provenientes de sucatas [2,5].

Vigas estruturais, carrocerias, utensílios de cozinha, e latas são produtos usualmente fabricados com estes tipos de aços [5].

Dentro dos aços ao carbono existem 3 tipos de categorias: aços de baixo carbono, aços de médio carbono e aços de alto carbono. Tal como o nome sugere, estes três tipos de aço variam no teor de carbono que estes contêm [5].

## 2.2 Aços de baixo carbono

Os aços de baixo carbono apresentam percentagens deste abaixo dos 0,25% e, este é o tipo de aço mais produzido em peso por ano (cerca de 90%) [2,5].

Perfis estruturais, vigas de edifícios e pontes e aplicações em folha para automóveis são apenas algumas das principais aplicações para estes aços, pois estes apresentam uma boa soldabilidade bem como uma boa formabilidade, ao mesmo tempo que exibem uma boa resistência à fratura em determinadas aplicações [2].

Apesar das primeiras abordagens para a criação de estruturas deste aço estarem relacionadas com uma crescente dimensão de baixa resistência de forma a suportar uma maior capacidade de carga, as abordagens recentes prendem-se no desenvolvimento de microestruturas com uma maior resistência, de forma a reduzir a espessura da secção e, conseqüentemente, o seu peso. Assim sendo, resistências mais altas são cada vez mais alcançadas em aços com teores de carbono mais baixos, uma abordagem que leva a uma melhor maleabilidade, soldabilidade e resistência. Como resultado, as últimas duas décadas do século XX foram testemunho de mudanças drásticas nas composições de aços de baixo carbono, bem como em algumas propriedades, processamento e formas de fabrico [2].

Relativamente à microestrutura, aços de baixo carbono apresentam uma microestrutura maioritariamente ferrítica, e microestruturas constituídas essencialmente por ferrite têm uma resistência relativamente baixa, pelo que são utilizados elementos de liga e tratamentos térmicos para se alcançar melhores propriedades [2].

São normalmente utilizados no estado laminado a quente, recozido ou normalizado e, devido às suas propriedades, são ótimos para forjagem, estampagem, laminagem, extrusão e soldadura [5].

Pode-se observar na figura 1 uma microestrutura típica deste tipo de aço após tratamento térmico de normalização.

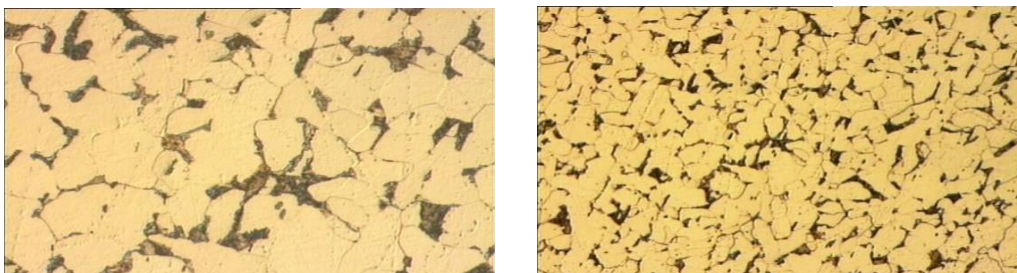


Figura 1: Microestrutura a diferentes ampliações (100x à direita e 200x à esquerda) de um aço com 0,2% de carbono em que a preto se pode observar a perlite e a mais claro a ferrite [7].

## 2.3 ASTM LCC

O ASTM LCC é um aço vazado não ligado de baixo carbono usualmente utilizado em válvulas e, também em partes de canalizações de alta pressão a temperaturas que podem ir desde os -45 °C até aos 426 °C, desde que a resistência à corrosão não seja um fator importante [8,9].

As percentagens máximas dos elementos de liga definidos pela norma ASTM A352 para um aço de grau LCC bem como a gama definida pela empresa DuritCast para este aço, podem ser consultadas na tabela 1. Na tabela 2 é possível observar as propriedades mecânicas esperadas para o mesmo aço após têmpera e revenido.

Tabela 1: Composição química do aço LCC [10].

LCC	Elementos	% C	% Si	% Mn	% S	% P	% Cr	% Mo	% Ni	% Cu	% V	% Al	% Ti
	Objetivo (De acordo com a norma)	Máx 0,25	0,50	Máx 1,20	Máx 0,045	Máx 0,04	Máx 0,50	Máx 0,20	Máx 0,50	Máx 0,30	Máx 0,03	Máx 0,10	0,025
	Gama (definida na DuritCast)	0,20 - 0,25	0,40 - 0,60	1,10 - 1,20	-	-	% Total máxima de elementos residuais = 1%					Máx 0,10	Máx 0,03

Tabela 2: Propriedades após têmpera e revenido do aço LCC [9,11].

Propriedades mecânicas	Mínimo	Máximo	Unidades
Módulo de Young	198	209	GPa
Límite elástico	275	367	MPa
Resistência à tração	485	665	MPa
Alongamento	22	32,3	%
Coeficiente de estrição	35		%
Energia absorvida (-46°C)	16		J
Resistência à compressão	332	326	MPa
Resistência à flexão (módulo de Rotura)	332	367	MPa
Dureza - Brinell	147	170	HB

Resistência à Fadiga para 10 <sup>7</sup> ciclos	222	245	MPa
---	-----	-----	-----

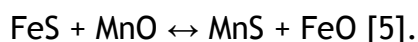
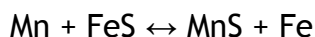
### 3. O efeito da adição de elementos de liga

#### 3.1. Silício

Este elemento é normalmente utilizado para desoxigenar o aço, sendo introduzido no banho sobre a forma de FeSi. Forma uma solução sólida com a ferrite com teores que variam geralmente entre os 0,3 e os 0,5%, levando a um ligeiro aumento da dureza e da resistência mas, sem afetar muito a ductilidade. Por vezes é encontrado em inclusões, como é o caso de silicatos [5].

#### 3.2. Manganês

Este elemento é proveniente da redução dos óxidos de manganês no leito forno, ou então de adições para desoxigenação do banho, ou ainda afinação, onde se comporta como dessulfurante ou desoxidante segundo as seguintes reações:



O manganês pode ser encontrado no aço sob diversas formas: em solução sólida na ferrite, como carboneto ( $\text{Mn}_3\text{C}$ ), inclusões de sulfureto de manganês ( $\text{MnS}$ ), óxido de manganês ou até silicatos de manganês. As percentagens mais usuais deste elemento nos aços variam de 0,2 a 0,9%, o que será 4 vezes superior à quantidade necessária para este se combinar com o enxofre existente [5].

Em aços com baixo teor de carbono a dissolução deste elemento na matriz ferrítica provoca um aumento da dureza e na resistência à tração, assim como um decréscimo da ductilidade. Este tende também a melhorar a temperabilidade dos aços, no entanto, se este apresentar valores superiores a 0,5%, tem tendência a provocar fissuração nos mesmos [5,12].

#### 3.3. Fósforo

É considerado uma impureza nos aços. Forma compostos muito frágeis e de baixo ponto de fusão. Segrega nas últimas regiões de líquido a solidificar, concentrando-se nelas e sendo responsável por uma forte fragilização do aço.

Provém essencialmente dos minérios e eventualmente do coque. Encontra-se em fracos teores em solução sólida no ferro  $\alpha$  e  $\gamma$  [5,13].

### 3.4. Enxofre

Este elemento é considerado uma impureza. A sua presença deve-se essencialmente ao coque e, mais raramente aos minérios, sendo em boa parte eliminado aquando da formação da gusa. Pode combinar-se com o ferro dando origem a FeS, formar SO<sub>2</sub> nos produtos de combustão, ou então é transformado pelo manganês dando origem a MnS [5,13].

### 3.5. Inclusões

Alguns elementos presentes na composição química dos aços, por vezes têm tendência a reagir entre eles durante a solidificação, formando inclusões não metálicas, óxidos, sulfuretos, etc, que se incorporam na massa solidificada. Após o arrefecimento, estas inclusões e os elementos de fraca dissolução, como é, por exemplo, o caso do fósforo, mantêm as mesmas posições que ocupavam na estrutura primária. Quanto menor a dimensão das inclusões e mais rápido for o seu arrefecimento, maior é a sua quantidade [5].

De um modo geral, estas têm uma influência desfavorável nas propriedades mecânicas dos aços, alterando o seu desempenho em serviço. Relativamente aos tratamentos térmicos, as tensões aumentam significativamente nos bordos destas partículas, ficando assim a peça num estado de tensão elevado, num caso por exemplo de têmpera, podendo dar origem a fissuração nos locais de maior concentração de tensões [5].

Relativamente aos ensaios mecânicos, a resistência mecânica no sentido das fibras não é muito influente no entanto, já no sentido contrário a estas, a resistência é bem menor. Em qualquer dos casos, a resistência à tração, torção ou flexão diminui com o tamanho das inclusões [5].

## 4. Tratamentos térmicos

Os tratamentos térmicos são um conjunto de operações que têm por objetivo modificar/melhorar o tipo de microestrutura obtida em bruto de vazamento, que como resultado beneficiam as propriedades mecânicas dos aços, através de



operações que incluem o aquecimento e o arrefecimento em condições controladas [1].

As diferentes microestruturas resultantes dos tratamentos térmicos podem advir de um único tratamento ou mais que um [1].

#### 4.1. Tratamento térmico de têmpera

Com o tratamento térmico de têmpera pretende-se obter microestruturas no domínio martensítico. Para isso, é necessário, garantir que a curva de arrefecimento do aço em questão passe à esquerda do cotovelo da curva TTT, evitando-se assim a transformação da austenite [1,4,5].

O tratamento térmico de têmpera consiste em aquecer determinado aço cerca de 50 °C acima de linha de Ac3 e, mantê-lo a essa temperatura o tempo suficiente para o austenitizar por completo, evitando que ocorra o crescimento do grão austenítico. O tempo de austenitização aconselhado é de meia hora por polegada de espessura de parede da peça, tendo-se em conta a parte mais espessa da mesma. O tempo mínimo de austenitização deverá ser de 15 minutos [2,3,5,14].

Tendo em conta que se obtém a fase desejada após têmpera, a martensite, sob o ponto de vista de propriedades mecânicas obtém-se um aumento do limite de resistência à tração, dureza, relação  $R_{p0.2} / R_m$ , resistência à fadiga e ao desgaste. Resulta também deste tratamento térmico uma redução da ductilidade e da tenacidade, ao mesmo tempo que se criam tensões internas. Estes inconvenientes previamente enumerados são na maioria das vezes atenuados ou eliminados recorrendo a um tratamento térmico de revenido [2,3,4].

O tamanho de grão austenítico, para além de uma grande influência nas propriedades mecânicas obtidas após têmpera, é também um grande responsável pela temperabilidade dos aços. Quando se aumenta o tamanho de grão ocorre uma diminuição dos locais para nucleação de perlite e bainite, isto, porque com o alargamento do tamanho de grão ocorre uma diminuição do número de fronteiras de grão austeníticas por unidade de volume, levando a um atraso na cinética de transformação austenítica e, conseqüentemente, a um aumento da temperabilidade. O tamanho de grão austenítico aumenta essencialmente com o aumento da temperatura de austenitização mas também com o aumento do tempo, o que para além de um alargamento da temperabilidade provoca um acréscimo da dureza e

resistência mecânica, ao mesmo tempo que decorre um aumento na fragilidade do aço. Por isso, a utilização deste meio para aumentar a temperabilidade deve ser feito com moderação. Temperaturas muito baixas de austenitização provocam um decréscimo na tenacidade dos aços, pois não ocorre a dissolução dos carbonetos [2,3,4,15,16].

Para se obter uma microestrutura de têmpera é necessário que a peça seja arrefecida a uma velocidade superior à velocidade crítica de têmpera, ou seja, a uma velocidade maior do que aquela a partir da qual se evita a transformação da austenite no domínio perlítico. Esta velocidade é tanto maior quanto menor é o teor de carbono nos aços e, menor a percentagem de elementos de liga nos mesmos, pois estes deslocam para a direita as curvas TTT, ou seja, favorecem a estabilidade da austenite, aumentando o tempo de incubação para a transformação desta noutros constituintes [5].

A velocidade de arrefecimento do material está também relacionada com o tempo e temperatura de austenitização a que este é sujeito, área superficial da peça, massa, geometria, grau de oxidação da superfície, coeficiente de transferência de calor e grau de agitação do meio arrefecedor [1].

Sem esquecer a capacidade arrefecedora do meio utilizado na tempera, a seção das peças é um dos fatores mais importantes no que diz respeito à velocidade de arrefecimento, isto, porque quando falamos de grandes espessuras, existe uma velocidade de arrefecimento distinta para o centro e para a superfície da peça. Na zona central, a velocidade de arrefecimento é menor que na zona superficial, podendo assim encontrar-se na mesma peça estruturas de transformação mistas. Em peças pequenas ou de pequena espessura essa diferença é desprezível [5].

No que diz respeito aos meios de arrefecimento utilizados, aquele que proporciona uma maior taxa de arrefecimento é a salmoura, seguido de água, polímeros sintéticos, óleos, banhos de sais, leitos fluidizados, e por fim gases [1,2].

Distorções e fissuras aquando a têmpera limitam a severidade do meio de arrefecimento que pode ser utilizado, ou seja, um arrefecimento muito brusco dá-nos a garantia de formação de martensite, mas, também aumenta a probabilidade de fissuras e distorções, isto porque o aço contrai enquanto arrefece e expande enquanto endurece e, também porque a formação de martensite provoca uma

distorção no material. Assim, o meio de arrefecimento utilizado deve ser o mais lento possível que permita a ocorrência de pelo menos 50% de martensite [1,2,3].

O tratamento térmico de têmpera é por norma só aplicado em aços com percentagens superiores a 0,3% de carbono, isto porque, com percentagens inferiores o aumento de dureza obtido é muito pequeno, no entanto, este tratamento pode ser aplicado em folhas e secções finas com o objetivo de proporcionar boas combinações de resistência e tenacidade. Na figura 2 podemos observar o aumento da dureza após têmpera com aumento do teor de carbono [2].

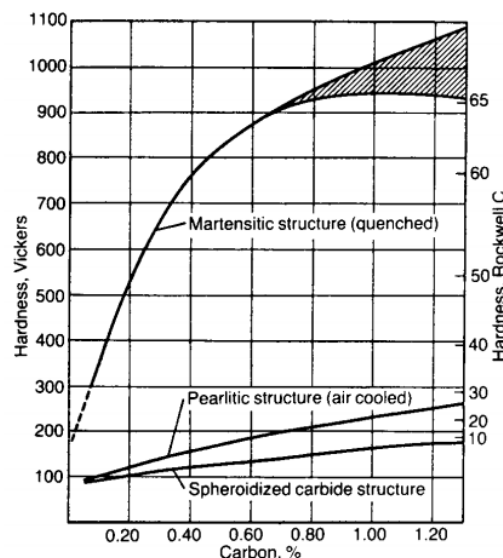


Figura 2: Dureza obtida após têmpera para distintos teores de carbono [2].

#### 4.1.1. Diagramas TTT

Os diagramas de fases são extremamente importantes quando se pretende prever quais as fases presentes quando estamos perante condições de equilíbrio a uma dada temperatura. Os diagramas TTT (tempo-temperatura-transformação) permitem que se estude a cinética de transformação de fases em função do par tempo-temperatura, inclusive fases que não estavam previstas no diagrama ferro-carbono como é o caso da bainite. Os tratamentos térmicos das ligas ferrosas coincidem em parte com estudo do controlo da transformação da austenite [1,17,18].

As curvas TTT estabelecem a temperatura e o tempo em que ocorre uma determinada transformação. Estas curvas só são validas para transformações a temperaturas constantes, no entanto, são uma boa base para arrefecimentos

contínuos como é o caso dos tratamentos térmicos, sendo mais adequado neste caso o diagrama TAC. [18].

Para o aço hipoeutectóide em estudo, a curva TTT correspondente encontra-se na figura 3. Marcando uma curva de arrefecimento no diagrama em questão, permite obter conhecimento das diferentes fases que vão estar presentes aquando do arrefecimento, se esse for realizado em condições isotérmicas [20].

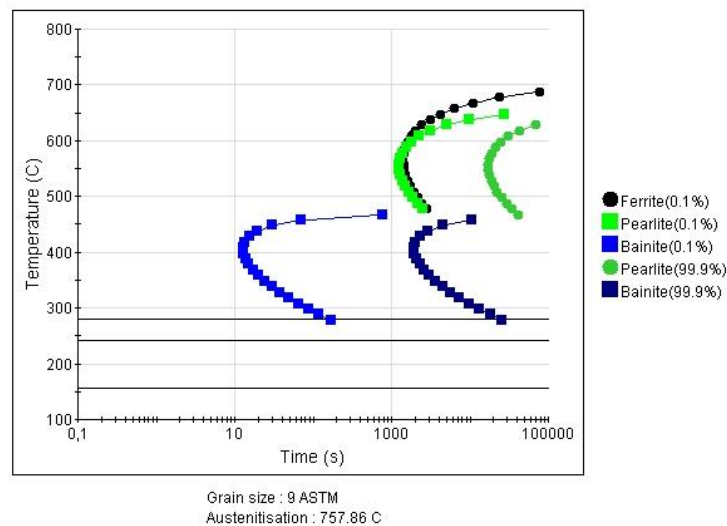


Figura 3: Diagrama TTT para o aço LCC [21].

#### 4.1.2 Diagrama TAC

Na maior parte dos processos industriais, os aços não sofrem transformações isotérmicas mas sim, leis de arrefecimento contínuo, assim sendo, os diagramas TTT deixam de fazer sentido. Para que se possa prever a microestrutura obtida após a transformação da austenite em condições de arrefecimento contínuo, é necessário a determinação de novos diagramas, os diagramas TAC (transformação em arrefecimento contínuo) [1,17,18].

A composição química tem uma grande influência sobre o diagrama TAC, isto porque esta influencia tanto a temperatura, como o tempo a que decorrem as transformações. O tamanho de grão da austenite, a temperatura e o tempo de austenitização também influenciam os diagramas de TAC. Por isso, estes só devem ser utilizados para prever transformações em aços com composição idêntica e condições de austenitização semelhantes [1,17,18].

Na figura 4 podemos observar o diagrama TAC para o aço em estudo.

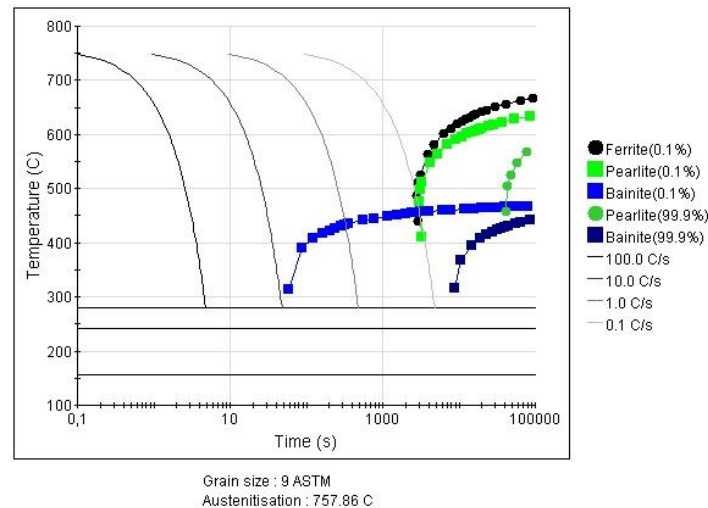


Figura 4: Diagrama TAC para o aço LCC [21].

#### 4.2. Tratamento térmico de revenido

Um aço depois de sofrer um tratamento térmico de têmpera, possui uma microestrutura martensítica frágil devido a diversos fatores, como é o caso da distorção causada pelos átomos de carbono que se encontram aprisionados nos interstícios octaédricos da martensite, segregação de átomos de impurezas nos limites de grão da austenite, formação de carbonetos e, tensões residuais criadas durante a têmpera [1,2,3,22].

O principal objetivo do revenido é reduzir a fragilidade, tornado mais dúctil e tenaz o aço que foi anteriormente sujeito a um tratamento térmico de têmpera. Para isso, este é aquecido até uma temperatura abaixo da temperatura crítica inferior (entre 150 °C e 700 °C) e, arrefecido a uma velocidade adequada (normalmente ao ar), dando assim origem a uma microestrutura próxima do equilíbrio que foi conseguida por ativação térmica [1,2,3,22].

Apesar de existir um grande intervalo de temperaturas às quais se pode realizar este tratamento térmico, tanto as propriedades mecânicas como a microestrutura obtida variam muito de acordo com a temperatura utilizada. Dentro da gama de temperaturas enumeradas previamente, a microestrutura pode ir desde uma martensite temperada a carbonetos esferoidizados numa matriz ferrítica, onde os níveis de tensão vão baixando gradualmente. As propriedades do aço revenido devem-se acima de tudo ao tamanho, forma, composição e distribuição dos carbonetos formados. Assim sendo, a relação resistência/tenacidade que a peça necessita em serviço é que dita as condições de revenido a aplicar [1,2,3,4].

O teor de carbono, tal como já foi referido anteriormente, tem uma grande influência no comportamento dos aços durante o revenido, acima de tudo na dureza obtida após tratamento tal como se pode observar na figura 5. Relativamente à temperatura, a tendência geral prende-se a um amaciamento global à medida que a temperatura de revenido sobe [23].

A temperatura e o tempo são variáveis dependentes uma da outra durante o revenido, isto, porque dentro de certos limites, um abaixamento da temperatura associado a um tempo crescente pode levar à obtenção do mesmo resultado que um aumento da temperatura e diminuição do tempo, no entanto, as mudanças de temperatura têm mais impacto sobre este tratamento [1].

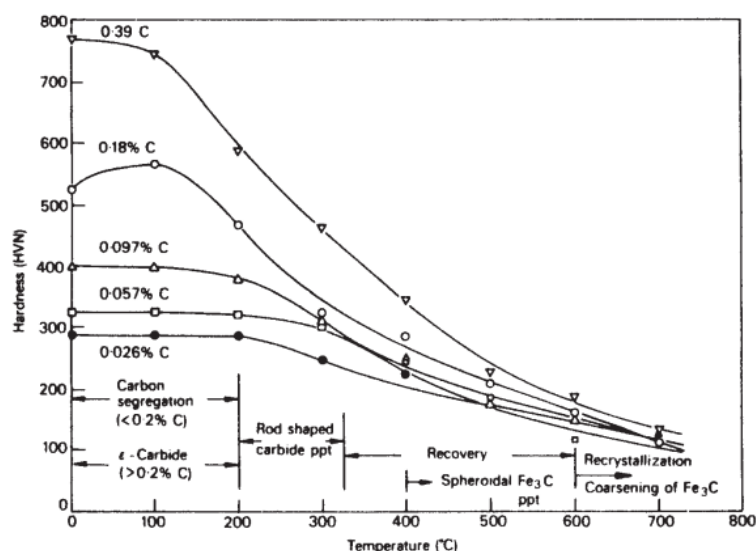


Figura 5: Dureza da martensite revenida durante uma hora entre 100 e 700 °C para diferentes teores de carbono [2].

#### 4.2.1. Etapas

Para se estudar quais as transformações estruturais que ocorrem nos aços em estudo, podemos considerar que estes pertencem à gama que se encontra abaixo dos 0,25% de carbono. Assim sendo, o tratamento térmico de revenido pode ser descrito em três etapas distintas:

##### Primeira etapa:

Numa gama de temperaturas entre 230 e 300 °C, a pouca austenite residual que se encontrava retida desde a têmpera, é decomposta em bainite e carbonetos. Estes carbonetos são difíceis de identificar e por isso são nomeados por alguns como cementite e, por outros, por carbonetos  $\epsilon$  [2,3,22].

Ocorre um decréscimo da resistência ao choque que tem tendência a ser mais acentuado com o aumento da temperatura até aos 370 °C, voltando este a subir um pouco para valores de temperatura superiores, não sendo assim aconselháveis revenidos entre os 260 °C e os 370 °C [2,3].

#### Segunda etapa:

Para alguns, a reação que ocorre nesta etapa surge entre os 100 e os 200 °C estando completa pelos 300 a 400 °C, para outros, toda esta etapa ocorre entre os 300 e os 400 °C. Nesta fase, a cementite aparece na microestrutura dentro das lamelas ou placas de martensite ou, então alonga-se pelos limites das mesmas, esta advém da transformação dos carbonetos de transição. A matriz até então martensítica de baixo carbono é agora ferrítica. O carbono em excesso é rejeitado ao mesmo tempo que ocorre a transformação da matriz. Esta perde a sua tetragonalidade e diminui de volume durante esta etapa [2,3,22].

Relativamente à dureza, continua a haver uma diminuição, havendo recuperação de parte da sua resistência ao choque a partir dos 370°C. Esta resistência sobe continuamente até à temperatura crítica inferior [2,3,22].

#### Terceira etapa:

Numa gama de temperaturas entre os 400 °C e a temperatura crítica inferior, a cementite sofre um crescimento seguido por uma globulização que leva a uma ligeira diminuição no volume do aço. Mecanicamente ocorre uma diminuição da dureza associada a um aumento da resistência ao choque. Tendo em conta que estamos perante uma matriz ferrítica e de carbonetos globulizados que levam à origem de concentrações de tensões menores do que aquelas que eram provocadas pelas placas de cementite e perlite lamelar, a estrutura obtida nesta fase corresponde ao estado máximo de amaciamento dos aços. Esta é usualmente designada por esferoidite. Quanto mais elevada for a temperatura de revenido, maior será o valor de resistência ao choque e menor será o valor da dureza correspondente, daí usualmente se aplicarem temperaturas de revenido entre os 400 e os 600 °C para se obterem valores elevados de resistência ao choque [2,3,22].

Na figura 6 encontra-se uma microestrutura onde se podem observar pequenos carbonetos que precipitaram durante o tratamento térmico de revenido para um aço com 0,4% de carbono. Já na figura 7 é possível observar as diferentes propriedades atingidas para aços com teores de carbono desde 0,2 a 0,5% após diferentes ciclos de revenido depois de serem previamente temperados.



Figura 6: Microestrutura de martensite em placas revenida para um aço com 0,4% de carbono onde se podem observar pequenos carbonetos que precipitaram durante o revenido [22].

Steel (% C)	Property	Tempered			
		As-quenched	Tempered 7 h at		
			100°C	200°C	300°C
0.2	0.2% Proof stress (MN m <sup>-2</sup> )	1270	1460	1235	1110
0.3		1360	1370	1270	1140
0.4			1670	1410	
0.2	UTS (MN m <sup>-2</sup> )	1470	1690	1450	1340
0.3		1580	1605	1460	1240
0.5				2040	1600
0.2	Elongation (%)	5.0	6.0	6.0	9.0
0.3		4.5	7.0	7.0	10.0
0.5				4.0	7.0
0.2	Hardness (DPN)	446	444	446	357
0.3		564	517	502	420
0.5		680	666	571	470

Figura 7: Propriedades mecânicas de aços com teores de carbono entre os 0,2 e os 0,5% após revenido em diferentes condições [2].

#### 4.3. Tratamento térmico de normalização

O tratamento térmico de normalização consiste num aquecimento do material até à temperatura de austenitização, seguido de um estágio a essa mesma temperatura terminando-se com um arrefecimento que é usualmente feito ao ar. O material por norma é aquecido entre 30 a 50 °C acima da linha crítica superior do diagrama ferro carbono para garantir que a maioria dos carbonetos é dissolvida e que ocorre uma austenitização sem crescimento do tamanho de grão antes de se prosseguir para o arrefecimento [1,2,3,22].

A duração do estágio deverá ser a suficiente para promover a austenitização completa, sendo que meia hora por polegada de espessura é habitualmente suficiente, sendo que o tempo mínimo é 15 minutos [2].

Para os aços em questão a carga poderá ser aquecida a uma velocidade de 200 °C por hora desde que não existam espessuras muito grandes na peça em causa, nesse caso, pode ser necessário reduzir a taxa aos 30 °C por hora pois, o *stress* térmico pode causar distorções [1,2,3,22].



O arrefecimento deverá ser uniforme, ao ar calmo sem acelerações, pois assim é garantida uma lei de arrefecimento uniforme. A velocidade de arrefecimento influencia de forma significativa a quantidade de perlite, o seu tamanho e espaçamento entre as lamelas das mesmas. Velocidades de arrefecimento mais severas dão origem a maiores valores de dureza [1,2,3,22].

Após normalização obtém-se uma estrutura homogênea e um grão fino. Este tratamento por vezes também é utilizado para destruir a estrutura dendrítica proveniente do bruto de vazamento [2,3,5].

#### 4.4. Tratamento térmico de recozimento

O recozimento é um termo genérico que denota um tratamento que consiste num aquecimento, seguido por um estágio a uma temperatura adequada e, por fim, um arrefecimento a uma taxa apropriada, normalmente com a intenção de promover o amaciamento de materiais metálicos [2].

Em aços de baixa liga, a microestrutura obtida é ferrite e cementite [2].

Os aços podem ser recozidos para facilitar o trabalho a frio ou a maquinagem, melhorar as propriedades mecânicas ou elétricas, ou ainda, para promover a estabilidade dimensional [2].

A escolha do tipo de tratamento de recozimento a aplicar é maneira a que consiga uma combinação das propriedades solicitadas com uma despesa mínima [1,2].

##### 4.4.1. Recozimento sub-crítico

O recozimento sub-crítico consiste em elevar o aquecimento a uma temperatura abaixo da zona crítica (30 a 50 °C abaixo de A1), não ocorrendo assim austenitização. Com este tratamento a microestrutura dos aços é modificada por processos de restauração, recristalização e crescimento de grão ferrítico com aglomeração de carbonetos [2,3,5,23].

As propriedades mecânicas do material são pouco afetadas no arrefecimento após estágio, pois já não existe austenite para transformar a esta altura do ciclo térmico [2].

Tal como nos tratamentos abordados anteriormente o estágio deve ser de meia hora por polegada de espessura, sendo no mínimo 15 minutos [2].

Este tratamento é similar ao tratamento de revenido, a única diferença é que não se parte de uma matriz martensítica.

#### 4.4.1.1 Globulização da perlite

Um dos processos de globulização da perlite é o recozimento sub-crítico pois, com esse tratamento obtêm-se uma microestrutura típica de um tratamento de globulização, ou seja, uma matriz ferrítica com carbonetos globulizados [2,22].

Com este tratamento visa-se obter para determinado material a dureza mínima e ductilidade máxima. A dureza de um aço de baixo carbono após este tratamento ronda os 180 HB [2,3,23].

A ferrite e a cementite ao alterarem a sua forma para globular evoluem para um estado de menor energia e, conseqüentemente de maior equilíbrio, isto porque comparativamente à forma lamelar, a forma globulizada apresenta uma menor energia interfacial [2,3,23].

Em função do ciclo térmico utilizado acontecem variações no tamanho e distribuição dos carbonetos, ou seja, ocorre um crescimento das partículas em função do aumento do tempo e da temperatura de tratamento, com uma conseqüente diminuição do número de glóbulos e, um aumento da distância entre os mesmos, o que por sua vez leva a estados mais elevados de amaciamento [2,3,23].

## 5. Metodologia experimental

Tendo em conta o objetivo do trabalho, foram impostas algumas diferenças ao nível dos tratamentos térmicos em três ligas distintas, com o intuito de se observar a influência da alteração da composição química e dos tratamentos térmicos na microestrutura e conseqüentemente nas propriedades mecânicas.

### 5.1. Material

Utilizaram-se 23 pernas de tarugos keel block de 2 polegadas por 220 mm como se pode observar na figura 8.

Ainda na figura 8 é possível observar a forma como estes foram cortados após tratamento térmico de forma a darem origem a 2 provetes de tração (zona com 140 mm), 3 de charpy (zona de 70 mm) e uma amostra para caracterização

metalográfica. Estes tarugos provêm de 3 vazamentos distintos que contêm algumas variações na sua composição química tal como se pode observar na tabela 3.

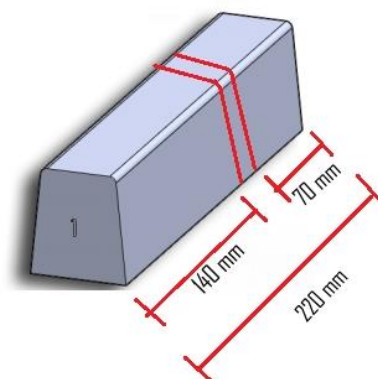


Figura 8: Perna de provete keel block com a representação das zonas onde este foi cortado após tratamento.

Tabela 3: Composição química obtida nos 3 vazamentos distintos efetuados.

	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Cu	%Al	%Cr	%Ni	%Ti	%Mo	%V
<b>Vazamento 1/Liga 1</b>												
<b>Provete 0-7</b>	0,21	0,50	1,03	0,01	0,03	0,01	0,02	0,08	0,07	0,01	0,03	0,02
<b>Vazamento 2/Liga 2</b>												
<b>Provete A-I</b>	0,20	0,58	0,56	0,02	0,03	0,03	0,02	0,08	0,08	0,00	0,03	0,02
<b>Vazamento 3/Liga 3</b>												
<b>Provete 8-13</b>	0,31	0,42	1,87	0,03	0,03	0,01	0,03	0,06	0,07	0,05	0,04	0,02

Tendo em conta a gama estipulada pela DuritCast para cada um dos elementos de um aço LCC como se pôde observar na tabela 1, pode-se constatar que apenas a liga 1 se encontra dentro dos limites estipulados no que diz respeito aos teores de carbono (0,20-0,25) e manganês (1,10-1,20). A liga 2 contém uma percentagem de manganês inferior à estipulada pela empresa e a liga 3 apresenta um teor tanto de manganês como de carbono bastante superior ao estipulado não só pela empresa, mas também pela norma, já que esta só apresenta valores máximos para cada elemento.

Foram ainda utilizados dados de duas ligas tratadas e ensaiadas pela DuritCast. A liga DuritCast 1 possui uma composição química próxima da liga 1, e pretende-se comparar as propriedades mecânicas obtidas em ambas. Relativamente à liga DuritCast 2, esta foi utilizada porque apesar da composição química um pouco distinta, a mesma apresenta propriedades mecânicas muito próximas da liga 2.

Tabela 4: Composição química de tarugos tratados pela DuritCast que irão servir de comparação para propriedades mecânicas.

Liga	% C	% Si	% Mn	% S	% P	% Cr	% Mo	% Ni	% Cu	% V	% Al	% Ti
DuritCast 1	0,221	0,481	1,069	0,004	0,034	0,070	0,002	0,072	0,010	0,017	0,022	0,012
DuritCast 2	0,152	0,439	1,022	0,014	0,031	0,074	0,014	0,026	0,168	0,001	0,055	0,019

## 6.2. Procedimento

### 6.2.1 Definição dos ciclos térmicos

Segundo a norma ASTM A352, o aço de grau LCC sofre tratamento térmico de têmpera e revenido. As temperaturas de austenitização utilizadas pela DuritCast vão dos 890 °C aos 980 °C, sendo a temperatura mais utilizada por eles 920 °C. Como as três temperaturas enumeradas representam o mínimo, o máximo e o mais usual foram as selecionadas para proceder aos tratamentos de austenitização [11].

De acordo com a norma ASTM A352 o aço em questão deve ser sujeito a um aquecimento sub-crítico a uma temperatura mínima de 590 °C para o tratamento de revenido. Na DuritCast a temperatura máxima utilizada para este tratamento é de 670 °C e a mais usual é 620 °C. Mais uma vez o máximo, o mínimo e o mais usual foram os critérios utilizados para selecionar a temperatura de aquecimento sub-crítico [11].

Relativamente ao tempo a empresa segue uma regra de uma hora por polegada de espessura, mais uma hora então, definiram-se tempos de tratamento mínimos de duas horas e máximos de quatro para se analisar a influência do aumento do tempo de tratamento.

### 6.2.2. Tratamentos térmicos

Na tabela 5 podem-se observar os tratamentos térmicos efetuados.

Os tratamentos realizados tanto à liga 1 como 2, têm como objetivo a análise da influência da utilização de diferentes temperaturas de aquecimento sub-crítico, bem como da aplicação de um maior tempo de tratamentos ao nível da microestrutura e propriedades mecânicas. Foi realizado também em ambas as ligas um tratamento com o objetivo de observar a influência da utilização de uma temperatura de austenitização inferior (890 °C) . Os tratamentos efetuados à liga 1

e 2 são os mesmos, tornando assim possível entender a influência da composição química em tratamentos idênticos.

*Tabela 5: Tratamentos térmicos efetuados*

Liga	Provete	T austenitisa ção (° C)	Tempo (horas)	Arrefecimento	T aquecimento sub-crítico (°C)	Tempo (horas)	Arrefecimento
1	1	920	2	óleo	590	2	Ar
	2				620		
	3				670		
	4		4		590		
	5				620		
	6				670		
	7	890	2		590	2	
	Amostra 1	920	1				
2	A	920	2	óleo	590	2	Ar
	B				620		
	C				670		
	D		4		590	4	
	E				620		
	F				670		
	G	890	2		590	2	
	Amostra 2.1	920	1				
	Amostra 2.2	920	1	água			
3	8	890	2	óleo	620	2	Ar
	9				670		
	10	980			590		
	11				620		
	12				670		
	13	920			620		

Foi retirada uma pequena amostra da liga 1 que só sofreu tratamento de austenitização com arrefecimento em óleo, para que se pudesse verificar o tipo de microestrutura obtida, tal como a dureza associada. O mesmo se passou com a liga 2, no entanto, foi retirada ainda mais uma amostra, para a qual se utilizou água como meio de arrefecimento, tornando assim possível observar a influência da utilização de um meio de arrefecimento mais severo.

No caso da liga 3, foram utilizadas as mesmas temperaturas de aquecimento sub-crítico, no entanto, as temperaturas de austenitização utilizadas foram mais baixas (890 °C) e mais elevadas (980 °C) que as utilizadas para a liga 1 e 2. Numa das

pernas de provete, foi ainda realizado um tratamento a uma temperatura de austenitização de 920 °C, e a uma temperatura de aquecimento sub-crítico de 620 °C para que fosse possível comparar com as propriedades obtidas para o mesmo tratamento nas outras duas ligas.

Em todos os tratamentos térmicos realizados os provetes foram inseridos no forno à temperatura ambiente. Com a ajuda de um termopar verificou-se que a taxa de aquecimento utilizada foi de aproximadamente 15 °C/hora, após atingida a temperatura de austenitização com um termopar verificou-se se a temperatura do forno era concordante com a do mesmo e, em caso contrário ajustou-se a temperatura do forno começando-se então com a contagem do tempo de tratamento. No fim dos tratamentos de austenitização retiraram-se rapidamente os tarugos do forno e, mergulharam-se estes apressadamente em óleo, agitando-os.

Depois de se limpar os tarugos, os tratamentos à temperatura subcrítica foram realizados da mesma forma, mas arrefecidos ao ar no final.

No final dos tratamentos, os tarugos foram cortados em três partes distintas como se pôde observar previamente na figura 8.

### **6.2.3. Preparação metalográfica**

As amostras foram desbastadas segundo uma sequência de lixas de 180, 320, 600 e 1000 mesh e, de seguida sofreram um acabamento nos panos com o auxílio de suspensão de 6 µm e 1 µm. O ataque utilizado foi uma solução de nital 4%, sendo que o tempo de exposição da amostra ao ataque variou de acordo com a liga em questão.

Foram recolhidas imagens com diferentes ampliações de cada uma das amostras com o apoio do microscópio ótico.

### **6.2.4. Ensaios mecânicos**

#### **6.2.4.1. Durezas**

Foram realizadas durezas Brinell segundo a norma NP EN ISO 6506 utilizando uma esfera de metal duro com 2,5 mm de diâmetro, e aplicando-se uma força de 187,5 kgf. Foram realizadas 8 indentações por amostra.

#### **6.2.4.2. Tração**

A maquinaria dos provetes e o ensaio em si foram realizados de acordo com EN NP 10002. Antes de se iniciar o ensaio, marcou-se uma zona útil nos mesmos com 50 mm de comprimentos e, mediu-se o diâmetro inicial destes. Depois de inseridos

na máquina de tração definiu-se um avanço de 3 mm por minuto, e a aplicação de força de 250 kN [24].

Dado por terminado o ensaio verificou-se se este tinha sido válido ou não tendo em conta o local onde ocorreu a rotura. Recolheram-se os dados para que mais tarde fosse possível calcular a tensão de rotura à tração ( $R_m$ ), e tensão limite convencional de proporcionalidade 0,2% ( $R_{p0,2\%}$ ). Por fim, mediu-se o comprimento final da zona útil, e calculou-se o alongamento ( $A$ ) [24].

#### 6.2.4.3. Impacto

Os provetes de Charpy foram maquinados segundo a NP EN 10045, e os ensaios foram realizados segundo a mesma norma [25].

Para a realização do ensaio, colocou-se o provete na máquina de ensaio com o entalhe do provete voltado para o lado oposto ao que iria suportar o impacto, colocou-se o ponteiro da energia absorvida no valor máximo, e logo depois de terminado o ensaio recolheu-se o valor absorvido em kg/m. Este posteriormente foi convertido em Joule (J).

No caso dos provetes ensaios a  $-48\text{ }^{\circ}\text{C}$ , estes foram conduzidos a esta temperatura em álcool antes de se proceder ao ensaio.

#### 6.2.4.4. Microscopia eletrónica de varrimento

Com o auxílio de um microscópio eletrónico de varrimento com uma unidade de deteção de raios-X (EDS/WDS), foi possível observar as inclusões encontradas em 3 amostras polidas referentes às 3 diferentes ligas e, também analisar 3 superfícies de tração das mesmas.

## 6. Discussão dos resultados

### 6.1. Microestruturas

Todas as imagens foram retiradas da parte central das amostras, que por sua vez foram retiradas da parte central da perna de tarugo keel block.

Na figura 9a) e 9b) podemos observar as microestruturas referentes ao bruto de vazamento da liga 1 e 2 respetivamente. Pode-se observar em ambas uma estrutura ferrítica-perlítica.

Ao contrário do esperado não se observam dendrites. A maior parte dos grãos formados são equiaxiais, ou seja, cresceram de forma aproximadamente igual em todas as direções. O tamanho de grão obtido é relativamente grande, já que alguns



grãos chegam aos 500  $\mu\text{m}$ . Podemos observar no canto superior esquerdo da imagem c) da figura 9 com maior ampliação as lamelas de perlite.

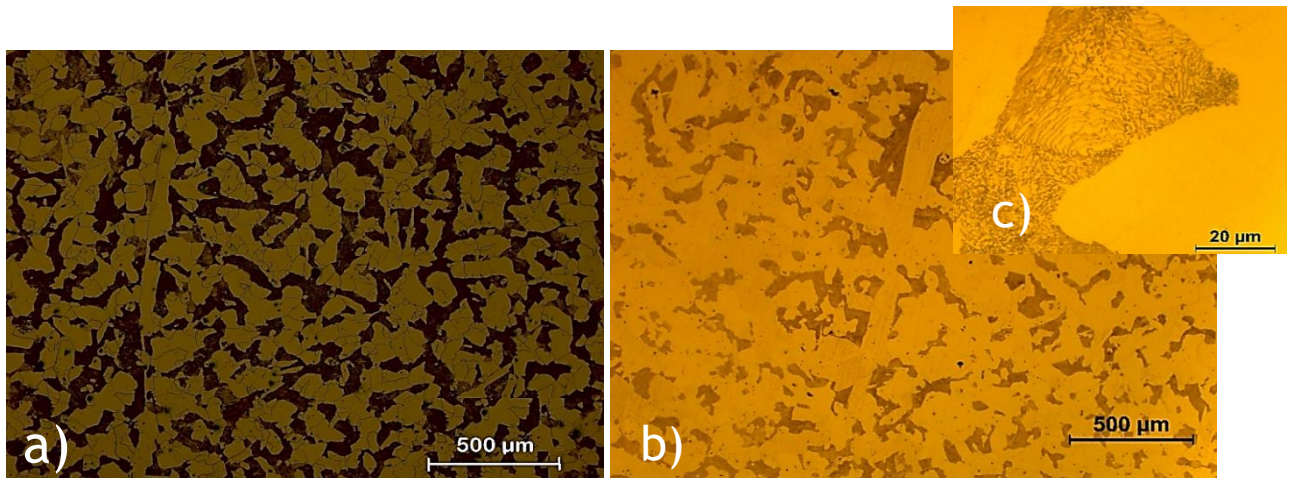


Figura 9: a) Microestrutura de bruto de vazamento da liga 1 com uma ampliação de 50x. b) Bruto de vazamento correspondente à liga 2 com uma ampliação de 50x. c) Lamelas de perlite no bruto de vazamento da liga 2.

Depois de uma austenitização a 920 °C durante uma hora seguida de um arrefecimento em óleo de duas pequenas amostras da liga 1 e 2 obtiveram-se as microestruturas presentes na figura 10 a) para a liga 1 e 10 b) para a liga 2.

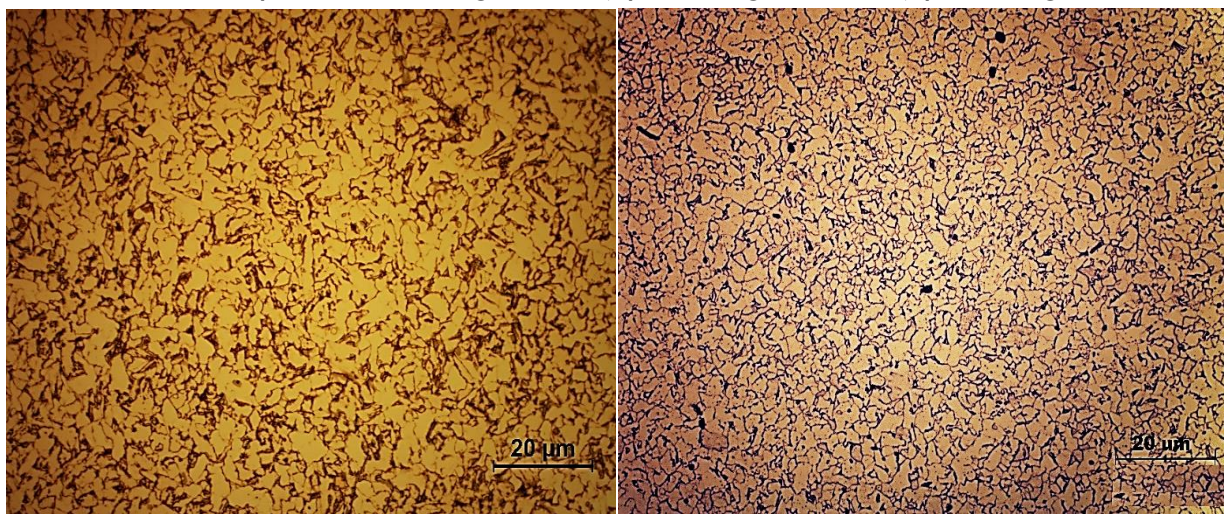


Figura 10: Microestrutura após austenitização a 920 °C durante 1 hora seguida de arrefecimento rápido em óleo. a) Liga 1 b) Liga 2

Pode-se constatar que, tanto a liga 1 como a 2 não apresentam uma microestrutura de acordo com o esperado, o que se observa são grão ferríticos com alguma perlite essencialmente nas fronteiras de grão, enquanto o espectável seria um microestrutura martensítica. Como tal pode-se generalizar dizendo que depois de austenitização e arrefecimento em óleo a liga 1 e 2 não temperam, pois para isso seria necessário a existência de pelo menos 50% de martensite.

Pode-se aferir que as microestruturas apresentadas coincidem com uma microestrutura normalizada. O tratamento térmico de normalização consiste em

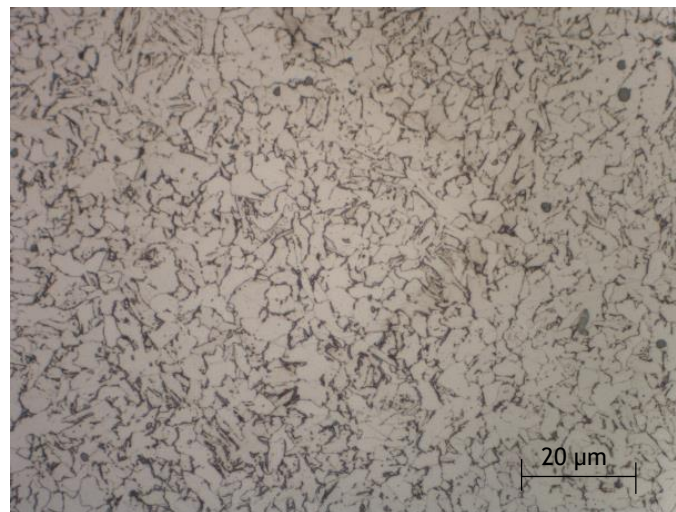


austenitizar o material e, em seguida realizar um arrefecimento usualmente ao ar de forma a se obter uma microestrutura de ferrite/perlite fina [2].

Os aços em questão, para além de um baixo teor de carbono, apresentam também um baixo teor de elementos de liga, o que lhes confere uma baixa temperabilidade. Provavelmente, por este motivo, mesmo utilizando um meio de arrefecimento mais severos que o ar após austenitização, não se obtém uma microestrutura martensítica [2].

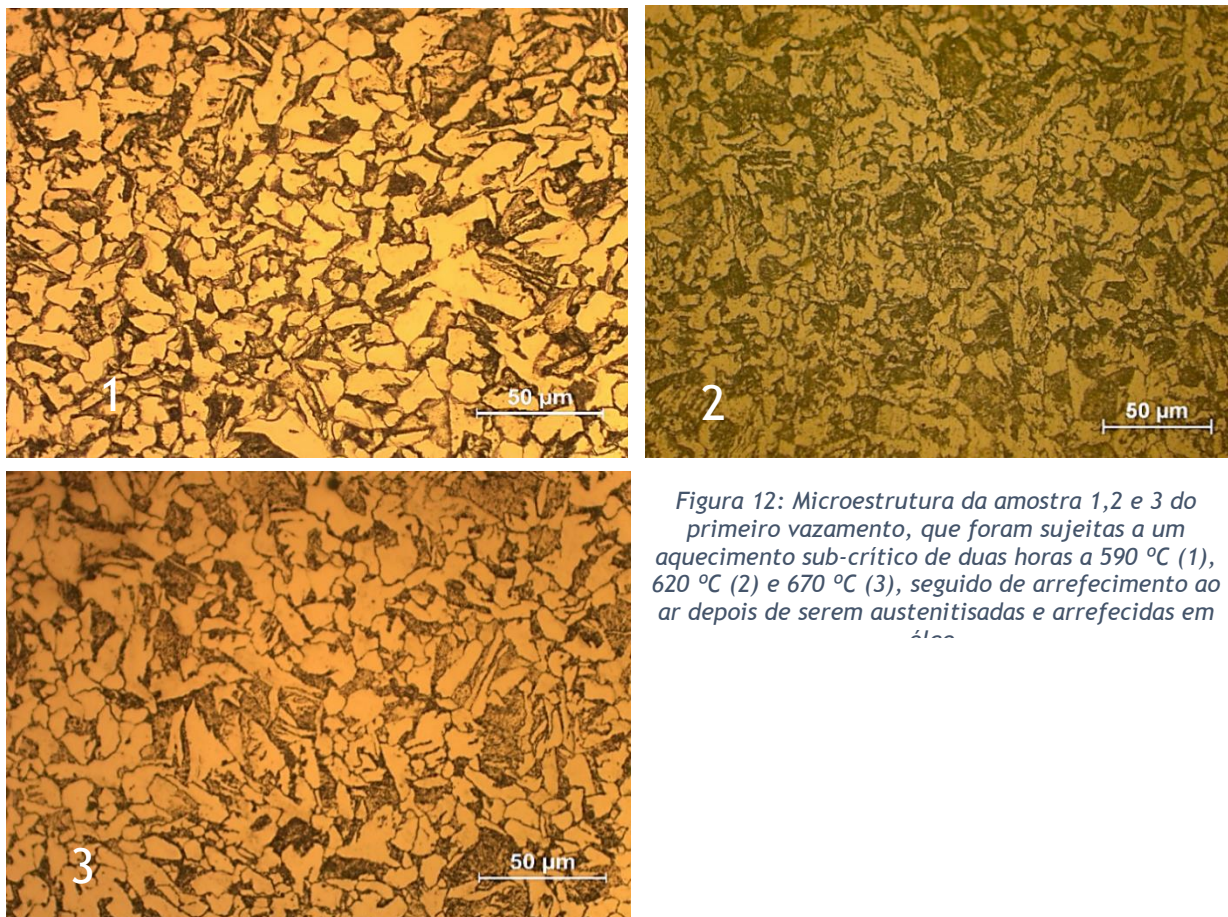
Comparando ainda a figura 10 com a figura 9 c), pode-se observar por fim que o tamanho de grão obtido é bem mais pequeno.

Foi realizado um arrefecimento em água a uma pequena amostra, após uma hora de austenitização a 920 °C da liga 2 e, pode-se observar na figura 11, que as fases presentes continuam a ser ferrite e perlite, havendo, no entanto, algumas zonas que se assemelham a pequenas poças de martensite. A dureza obtida espera-se que seja maior do que no caso do arrefecimento em óleo, no entanto, não havendo confirmação da existência de martensite, e, no caso de esta estar presente, a sua quantidade nunca ser superior a 50%, não se pode considerar que amostra temperou.



*Figura 11: Microestrutura obtida com arrefecimento em água após austenitização a 920 °C a uma amostra da liga 2.*

Na figura 12 podemos observar as microestruturas retiradas de amostras de três tarugos provenientes do primeiro vazamento que, depois de austenitizados a 920 °C por 2 horas e arrefecidos em óleo, foram sujeitos a um aquecimento de duas horas a três temperaturas distintas abaixo da temperatura crítica inferior (590 °C, 620 °C, 670 °C).



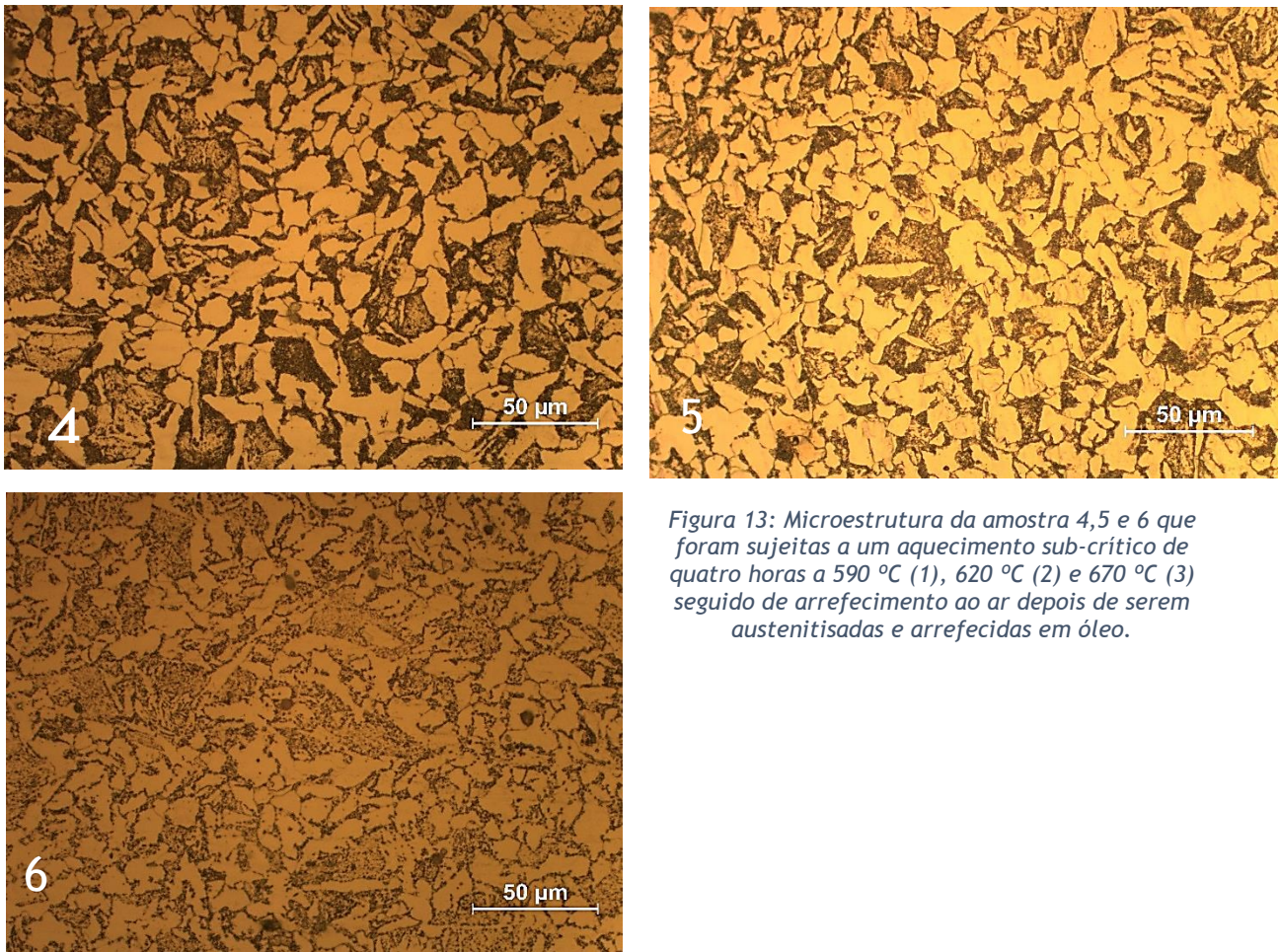
*Figura 12: Microestrutura da amostra 1, 2 e 3 do primeiro vazamento, que foram sujeitas a um aquecimento sub-crítico de duas horas a 590 °C (1), 620 °C (2) e 670 °C (3), seguido de arrefecimento ao ar depois de serem austenitizadas e arrefecidas em óleo.*

Como foi previamente constatado, estas amostras não temperam após austenitização e arrefecimento em óleo e, por isso, a microestrutura obtida após um aquecimento sub-crítico não poderia ser típica de revenido. O que se observa é uma microestrutura de grãos ferríticos e perlíticos, onde a cementite adota uma forma esferoidal, ou seja, estamos então perante um tipo de cementite globulizada. Pode-se então concluir que, na liga em questão e com aquecimento a uma temperatura crítica inferior, obtém-se uma microestrutura típica de recozimento sub-crítico, onde se formam carbonetos esféricos. A taxa de esferoidização tem tendência a aumentar com o aumento de tempo e temperatura de tratamento levando a uma diminuição do número de glóbulos e a um aumento do tamanho e do espaçamento entre eles conferindo ao aço estados de amaciamento cada vez maiores [23].

Com o aumento da temperatura de aquecimento sub-crítico, pode-se observar um aumento da taxa de globulização da cementite. Comparando a microestrutura obtida a 620 °C com a obtida a 670 °C consegue-se observar facilmente o aumento da taxa de esferoidização com o aumento do tamanho dos glóbulos de cementite e o crescer da distância entre os mesmos.



As microestruturas da figura 13 sofreram o mesmo tratamento que as da figura 12, só que o tempo de austenitização a 920 °C e de aquecimento a temperatura subcrítica foi de 4 horas.



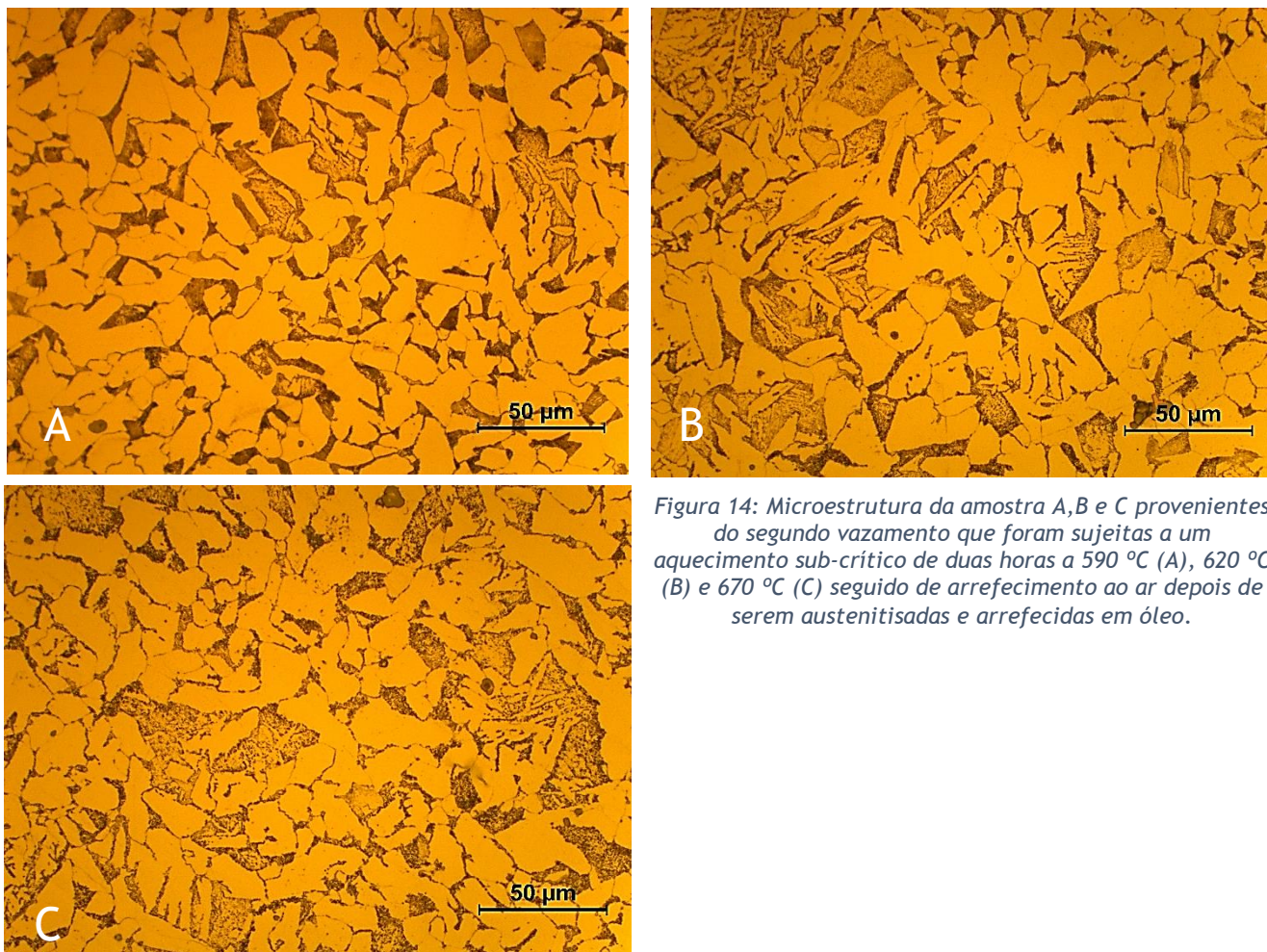
*Figura 13: Microestrutura da amostra 4,5 e 6 que foram sujeitas a um aquecimento sub-crítico de quatro horas a 590 °C (1), 620 °C (2) e 670 °C (3) seguido de arrefecimento ao ar depois de serem austenitizadas e arrefecidas em óleo.*

Regista-se, mais uma vez, o aumento do tamanho de glóbulos de cementite e um alargamento na distância entre os mesmos com o aumento da temperatura de tratamento, o que, conseqüentemente, mais uma vez, deverá provocar um aumento do amaciamento do material.

Para um aquecimento sub-crítico a 590 °C por 4 horas, o tamanho e a distância entre os glóbulos de cementite é maior do que no caso de duas horas de tratamento para a mesma temperatura, o mesmo se sucede com as microestruturas referentes às temperaturas de 620 e 670 °C, o que deverá traduzir-se num estado de amaciamento maior para tratamentos de 4 horas.

Na figura 14 estão presentes as microestruturas referentes à primeira fase de tratamentos térmicos para a liga número 2.





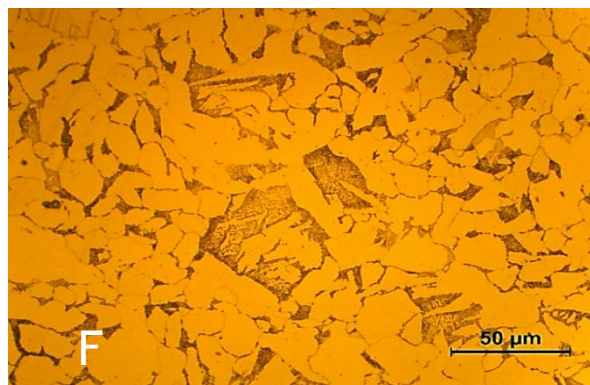
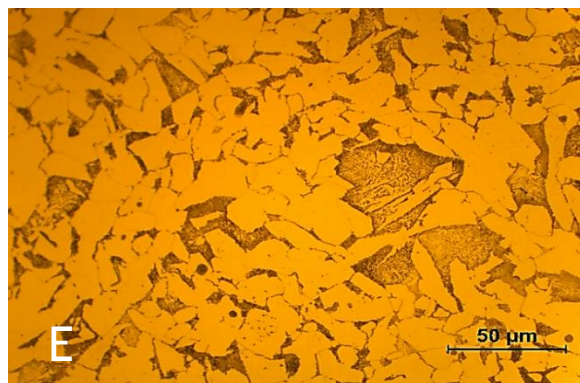
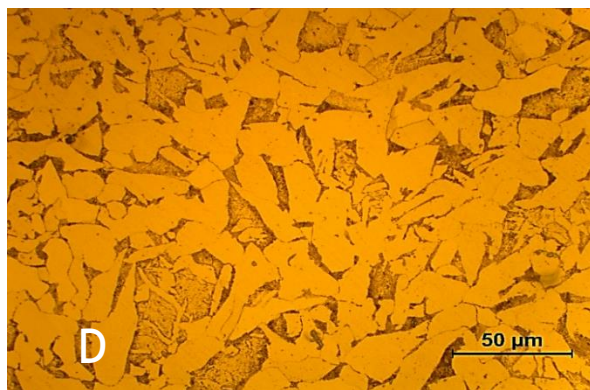
*Figura 14: Microestrutura da amostra A,B e C provenientes do segundo vazamento que foram sujeitas a um aquecimento sub-crítico de duas horas a 590 °C (A), 620 °C (B) e 670 °C (C) seguido de arrefecimento ao ar depois de serem austenitizadas e arrefecidas em óleo.*

Comparativamente às amostras da liga 1, que sofreram igual tratamento e que se encontram na figura 12, as amostras em questão, para as mesmas temperaturas, apresentam glóbulos de cementite de maior tamanho, no entanto, não se observa uma diferença tão significativa entre a taxa de globulização para as diferentes temperaturas de aquecimento sub-crítico. Este facto deve-se à menor quantidade de manganês presente na liga em questão, já que este, para temperaturas sub-críticas, atrasa o processo de esferoidização [23].

Analisando as diferenças entre a imagem A da figura 14 e a imagem B da mesma figura nota-se que existe uma maior diferença entre o tamanho dos glóbulos de cementite do que entre a B e a C.

A imagem D, E e F da figura 15 representam a segunda fase de tratamentos térmicos para a liga número dois, onde os tarugos foram sujeitos a tratamentos de 4 horas de austenitização a 920 °C e aquecimento sub-crítico a três temperaturas distintas (590 °C, 620 °C e 670 °C)

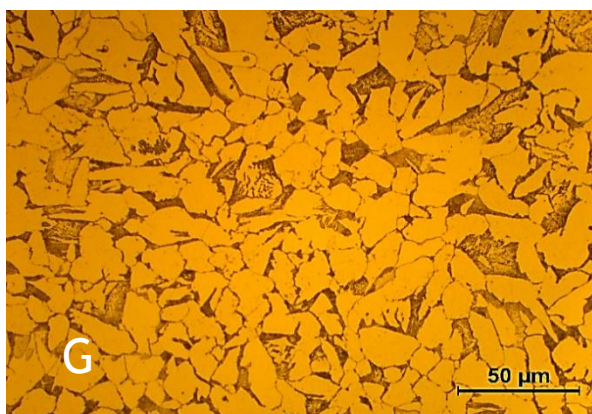
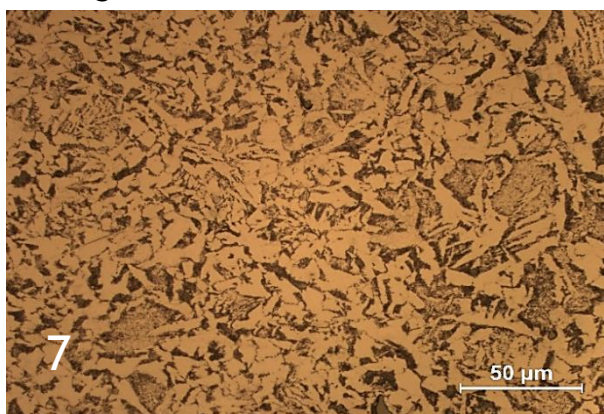




*Figura 15: Microestrutura de amostras que foram sujeitas a um aquecimento Sub-crítico de quatro horas a 590°C (D), 620 °C (E) e 670 °C (F) seguido de arrefecimento ao ar depois de serem austenitizadas e arrefecidas em óleo.*

É possível notar que, nesta liga com tratamentos de 4 horas, não há muita variação no tamanho dos glóbulos de cementite com o aumento da temperatura, o que leva a querer que o amaciamento atingido nos 3 tarugos seja bastante similar.

As microestruturas presentes na figura 16 referem-se a um tratamento de austenitização a uma temperatura mais baixa (890 °C) do que a utilizada até agora. Uma vez mais, foi realizado um arrefecimento em óleo seguido que um estágio de duas horas à temperatura subcrítica de 590 °C. A imagem 7 é referente à liga 1 e a G à liga 2.

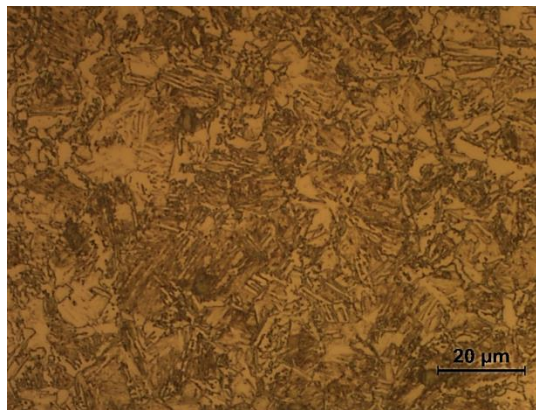


*Figura 16: Microestrutura após austenitização a 890 °C seguida de arrefecimento em óleo submetidas a um aquecimento à temperatura subcrítica de 590 °C para uma amostra do vazamento 1(7) e do vazamento 2(G).*

A microestrutura final continua a possuir cementite globulizada, embora na imagem 7 existam zonas com cementite de tamanhos e distâncias distintas, enquanto

na imagem G o tamanho da cementite e o espaço entre os glóbulos são mais similares muito provavelmente devido aos teores de manganês distintos. É de notar que o tamanho de grão ferrítico é superior na imagem referente à liga 2 do que o da liga 1, facto que se poderá dever ao diferente teor de manganês das ligas, já que a presença de sulfureto de manganês inibe o crescimento do grão.

De agora em diante as figuras representadas dizem respeito à liga 3. A figura 17 refere-se a uma pequena amostra que sofreu uma austenitisação a 920 °C por uma hora seguida de arrefecimento em óleo.



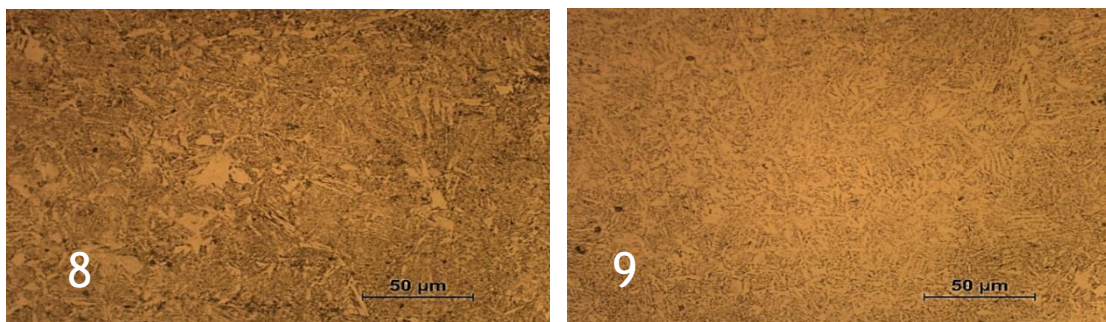
*Figura 17: Amostra da liga 3 austenitizada a 920 °C e arrefecida em óleo.*

A microestrutura obtida é bastante distinta das obtidas para as mesmas condições de tratamento da liga 1 e 2, facto que muito provavelmente se deve ao teor de carbono e de manganês mais elevado da terceira liga.

A amostra em questão aparenta possuir martensite e bainite, facto que só poderá ser discutido quando se analisarem as variações de durezas ocorrentes nesta liga.

As imagens representadas na figura 18 são referentes a tarugos que sofreram tratamento de austenitisação a 890 °C por 2 horas e tratamento à temperatura subcrítica de 620 °C (imagem 8) e 670 °C (imagem 9).

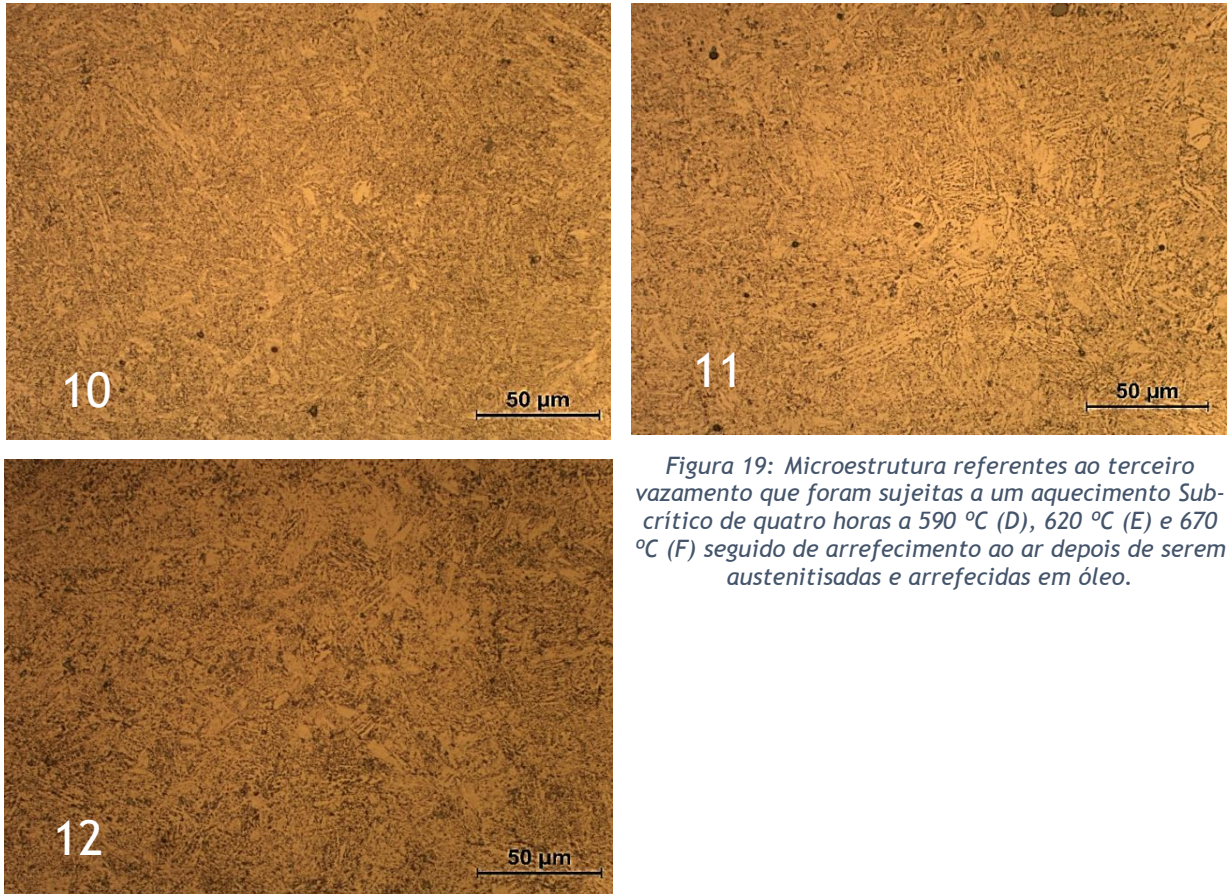
Estas microestruturas apresentam carbonetos ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) dispersos numa matriz ferrítica, pode-se observar que a dispersão dos carbonetos é maior na imagem 9 que na 8.



*Figura 18: Microestruturas referentes à liga 3 depois de austenitizadas durante 2 horas a 890 °C com arrefecimento em óleo e sujeitas posteriormente a um aquecimento sub-crítico a 620 °C (8) e 670 °C(9).*



Na figura 19 podem-se observar as microestruturas obtidas em tarugos da liga 3 quando submetidos ao aquecimento sub-crítico por 4 horas a 3 temperaturas diferentes (590, 620 e 670 °C), após uma austenitização seguida de arrefecimento em óleo a 980 °C por 4 horas também.



*Figura 19: Microestrutura referentes ao terceiro vazamento que foram sujeitas a um aquecimento Sub-crítico de quatro horas a 590 °C (D), 620 °C (E) e 670 °C (F) seguido de arrefecimento ao ar depois de serem austenitizadas e arrefecidas em óleo.*

Observam-se carbonetos dispersos numa matriz ferrítica, onde estes tendem a aumentar a dispersão com o aumento da temperatura de aquecimento sub-crítico.

O facto previamente enumerado deve-se a uma diminuição do número de carbonetos, associado a um aumento do tamanho e distância entre os mesmos com o aumentar da temperatura de aquecimento sub-crítico e do tempo de tratamento, o que consequentemente provoca um estado de amaciamento do material cada vez maior [19].

#### 7.1.2. Considerações finais

- A liga 1 e 2 não formam martensite ao serem arrefecidas em óleo após austenitização.
- As microestruturas referentes ao arrefecimento sub-crítico das ligas 1 e 2 apresentam grãos de ferrite e cementite globulizada, que aumenta

de tamanho e de espaço entre glóbulos com o aumentar do tempo e temperatura de tratamento.

- Um arrefecimento em água após austenitização da liga 2 não chega para promover o aparecimento de uma microestrutura martensítica.
- A liga 3, quando arrefecida em óleo após austenitização, apresenta uma microestrutura que aparenta ser bainítica, e/ou martensítica.
- Quando sujeita a um aquecimento sub-crítico, a liga 3, depois de arrefecer, apresenta uma matriz ferrítica com carbonetos que têm tendência a ser cada vez mais dispersos com o aumento do tempo e temperatura de tratamento.

## 6.2. Durezas

Na figura 20 podemos observar as diferentes durezas obtidas na liga 1 quando esta foi submetida a diferentes temperaturas de aquecimento sub-crítico, depois de uma austenitização a 920 °C, seguida de um arrefecimento em óleo. Na curva a azul os tempos de tratamento quer de austenitização quer de aquecimento sub-crítico foram de 2 duas horas, e na curva cor-de-laranja de 4 horas. A cinzento podem-se observar as durezas correspondentes ao estado de bruto de vazamento (BV) e também após o arrefecimento em óleo.

Como era esperado, com o aumento da temperatura de aquecimento sub-crítico ocorre um decréscimo das durezas. Para os tratamentos de 4 horas pode-se observar uma dureza inferior à obtida com os tratamentos idênticos de 2 horas isto, porque tal como o aumento de temperatura, também o acréscimo do tempo de aquecimentos sub-crítico leva a um maior estado de amaciamento. Relacionando as durezas obtidas com as microestruturas analisadas previamente, o que se observa é que quanto maior a taxa de globulização da cementite, menor é a dureza obtida.

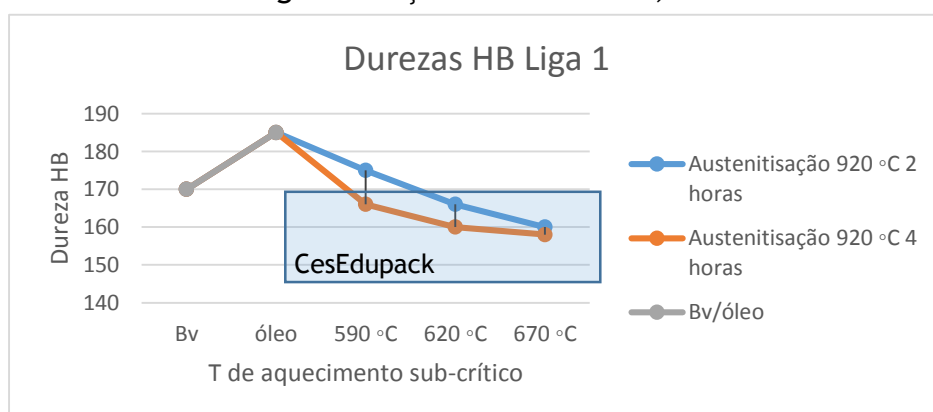


Figura 20: Durezas HB obtidas com os tratamentos efetuados na liga 1 e comparação com os valores de dureza do CesEdupack para o aço LCC temperado e revenido.



É de notar que mesmo com tempos de tratamento distintos, com aumento da temperatura de aquecimento sub-crítico os valores de dureza começam-se a aproximar, ou seja, quando se usam temperaturas de tratamento mais elevadas o tempo não tem tanta influência.

Após arrefecimento em óleo obtêm-se durezas ligeiramente superiores não só ao bruto de vazamento, mas também ao estado final, o que está de acordo com o esperado pois, independente da existência ou não de martensite, há uma homogeneização e, conseqüentemente uma diminuição do tamanho de grão, o que muito provavelmente é responsável por um ligeiro aumento da dureza relativamente ao bruto de vazamento. O baixar da dureza após o tratamento de aquecimento sub-crítico deverá ocorrer devido à presença de cementite esferoidizada já que esta confere aos aços o maior estado de amaciamento. [2].

É de notar que só o tratamento de aquecimento sub-crítico a 590 °C por duas horas apresenta um valor final de dureza superior ao do bruto de vazamento.

O retângulo azul presente na figura 20 representa a gama de dureza esperadas no CesEdupack para um aço LCC temperado e revenido e, podemos constatar que apesar de os tratamentos efetuados não darem origem a uma microestrutura típica nem de têmpera, nem de revenido, apenas um valor de dureza não corresponde ao estipulado pela base de dados CesEdupack nível 3 para um LCC temperado e revenido [9].

Os valores de dureza obtidos para a liga 2 que podem ser observados na figura 21 e, são no geral mais baixos e sofrem menos variações que os enumerados para a liga 1 face aos mesmos tratamentos térmicos. Esta ocorrência é justificada pela percentagem mais reduzida de manganês na segunda liga, já que este confere uma maior dureza e temperabilidade aos aços [4].

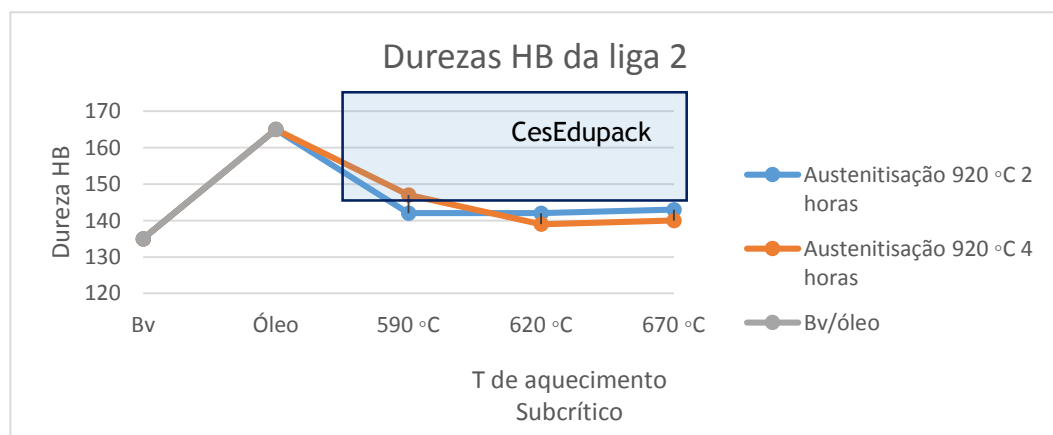


Figura 21: Durezas HB obtidas com os tratamentos efetuados na liga 2 e comparação com os valores de dureza do CesEdupack para o aço LCC temperado e revenido.

Neste material, a variação dos tempos e temperaturas do tratamento de aquecimento sub-crítico quase não provoca alteração nos valores de dureza obtidos. Para os tratamentos de duas horas, a dureza pode considerar-se constante com o aumento de temperatura de aquecimento sub-crítico. Já para quatro horas de tratamento, o valor de dureza associado ao tratamento de aquecimento sub-crítico a 590 °C é o valor mais elevado que podemos encontrar na figura 21, sendo que, para temperaturas de aquecimento sub-crítico mais elevadas, o valor de dureza mantém-se constante.

Tendo em conta as microestruturas obtidas, relativamente aos tratamentos de 4 horas já era de esperar que não houvessem grandes variações ao nível das durezas, pois a taxa de globulização da cementite era similar nas três temperaturas de aquecimento sub-crítico. Relativamente aos tratamentos de 2 horas, notam-se ao nível microestrutural algumas diferenças na taxa de globulização da cementite, o que não se traduz em diferentes níveis de amaciamento ao nível das durezas.

Comparando as durezas obtidas com as esperadas para um aço LCC temperado e revenido, pode-se constatar que ao contrário do que ocorria da liga anterior, a maioria dos valores encontra-se abaixo da gama estabelecida pela base de dados mas, no entanto é necessário ter em conta que quantidade de manganês que a liga em questão possui está abaixo da que se encontra estipulada para um aço LCC pela empresa.

Como era de esperar após o arrefecimento em óleo foi alcançado o valor mais alto de dureza pelas mesmas razões enumeradas para a liga 1. O resultado obtido para estado de bruto de vazamento apresenta valores de dureza mais baixas que os obtidos após aquecimento sub-crítico.

Na figura 22 pode-se comparar os tratamentos de duas horas realizados quer à liga 1 quer à liga 2. Como já foi previamente constatado, as variações de dureza com o aumentar da temperatura de revenido são mais notáveis na liga 1 (maior teor de manganês) do que na liga 2.

O ponto verde e o ponto roxo representam os valores de dureza para duas horas de austenitização a 890 °C e duas horas de aquecimento sub-crítico a 590 °C tanto para a liga 1 como para a liga 2. O valor obtido para a liga 1 é ligeiramente inferior ao obtido para a mesma liga com o mesmos tratamentos mas, com uma maior

temperatura de austenitização. Alusivamente à liga 2, a alteração da temperatura de austenitização não provoca uma variação significativa na dureza.

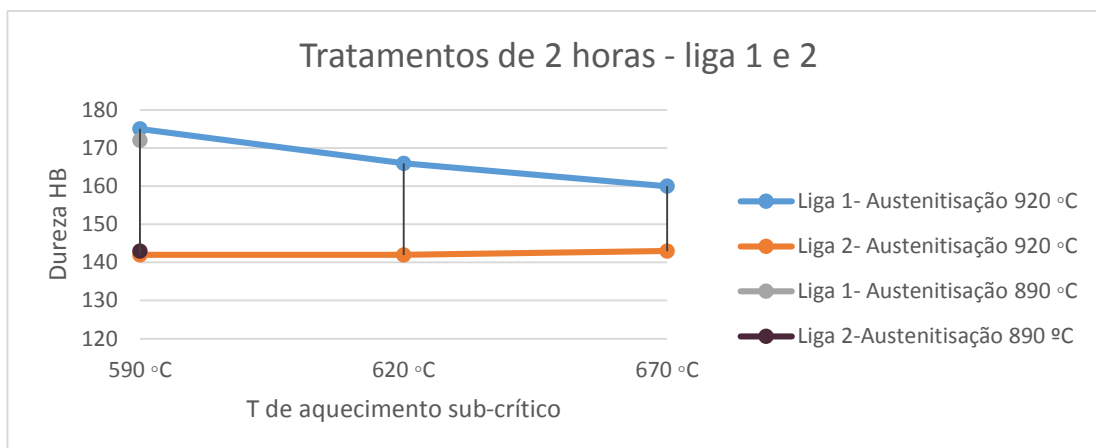


Figura 22: Comparação das durezas da liga 1 e da liga 2 para tratamentos de 2 horas.

Na figura 23 encontra-se a variação de durezas quer para a liga 1 como para a liga 2 para as mesmas temperaturas apresentadas no gráfico anterior, mas para tempos de quatros horas quer de austenitização, quer de aquecimento sub-crítico.

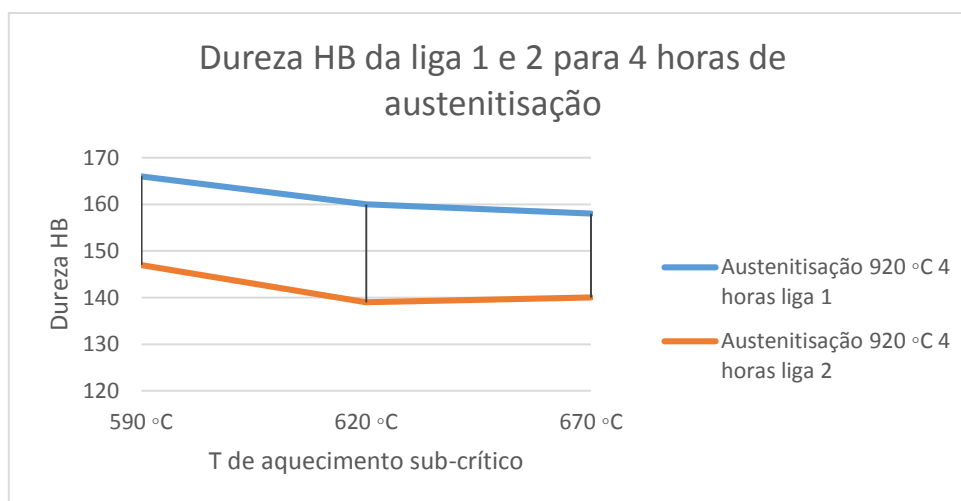


Figura 23: Comparação das durezas da liga 1 e da liga 2 para tratamentos de 4 horas.

A primeira conclusão que se pode retirar, é que ambas as ligas seguem a mesma tendência apesar de a liga 1 apresentar valores de dureza mais elevados devido ao teor de manganês mais elevado da mesma. Em ambas as ligas ocorre um ligeiro decréscimo das durezas de 590 °C para 620 °C, mantendo-se depois constante o valor para 670 °C.

Dos tratamentos efetuados à terceira liga obteve-se o gráfico presente na figura 24. É necessário ter em conta que a liga em discussão possui valores de carbono

e de manganês mais elevados que as anteriores e, também mais elevados que os pré definidos para uma liga LCC, tendo por isso possivelmente uma tendência a apresentar valores de dureza mais elevados que os anteriores.

A linha a cor-de-laranja representa a variação das durezas com o aumento da temperatura de aquecimento sub-crítico para temperaturas de austenitização de 980 °C, já a curva azul representa o mesmo mas para apenas 2 temperaturas de aquecimento sub-crítico com uma temperatura de austenitização de 890 °C.

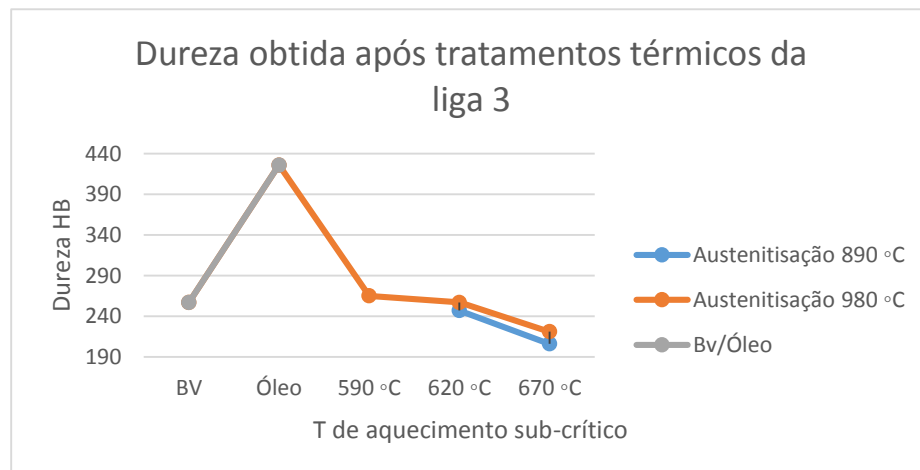


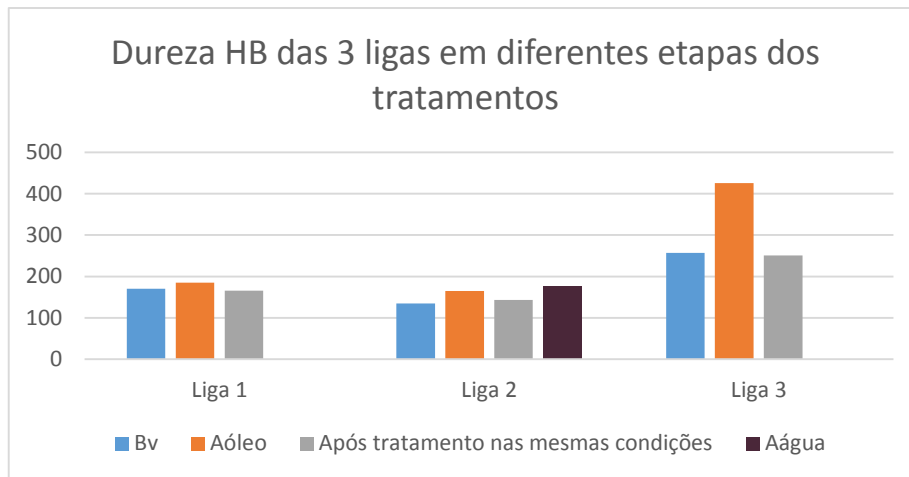
Figura 24: Durezas obtidas na liga 3

Como era de prever as durezas da liga que sofreu austenitização a uma temperatura superior são mais elevadas, no entanto, para ambas as temperaturas de austenitização ocorre um decréscimo da dureza com o aumentar da temperatura de aquecimento sub-crítico, sendo este mais acentuado para intervalo de temperaturas de 620 a 670 °C, o que para as ligas com teores mais reduzidos de carbono e de manganês não se observava.

Tendo em conta as microestruturas observadas, verifica-se que quanto maior a dispersão dos carbonetos ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) na matriz, menores os valores de dureza atingidos.

Nesta liga, o intervalo de dureza entre o estado de bruto de vazamento e, após arrefecimento em óleo é muito mais acentuado do que nas duas restantes ligas, já que esta possui maior temperabilidade conferida pelo seu maior teor de carbono e manganês. Depois do tratamento de aquecimento sub-crítico, a dureza volta a descer para valores idênticos aos do bruto de vazamento. Todos os acontecimentos apontados levam a querer que ocorre a formação de martensite quando se procede ao arrefecimento em óleo, podendo-se assim considerar que as microestruturas após o aquecimento sub-crítico deste aço podem ser consideradas típicas de revenido e não de recozimento sub-crítico como acontece com a liga 1 e 2.

Na figura 25, podemos analisar as durezas obtidas nas 3 ligas distintas nas mesmas condições, após arrefecimento em óleo (a liga 2 também sofreu arrefecimento em água), bruto de vazamento e, após um aquecimento sub-crítico a 620 °C por duas horas depois de uma austenitização também de duas horas a 920 °C.



*Figura 25: Durezas obtidas em diferentes situações para as 3 ligas. Bruto de vazamento, arrefecimento em óleo, arrefecimento em água, tratamentos de 2 horas de austenitização a 920 °C com arrefecimento em óleo seguido de aquecimento sub-crítico de 2 horas a 620 °C.*

Constata-se que os valores de dureza do bruto de vazamento das três ligas se encontram muito próximos dos valores de dureza obtidos após o tratamento de estágio à temperatura sub-crítica.

Relativamente aos valores de dureza obtidos após arrefecimento em óleo, aquele que se destaca mais é o da liga 3 devido à maior percentagem que este apresenta de carbono e manganês relativamente às restantes ligas. Nas duas restantes ligas, o valor de dureza após arrefecimento em óleo é apenas ligeiramente superior aos restantes estados. Um dos tarugos da segunda liga foi submetido a um arrefecimento em água após austenitização para se analisar a influência causada na dureza face ao arrefecimento em óleo e, pode-se verificar-se que o valor de dureza obtido foi ligeiramente superior ao correspondente a um arrefecimento em óleo, facto que se poderá dever a um possível aparecimento de algumas pequenas poças de martensite.

#### 6.2.1. Considerações finais

- Para a liga 1 ocorre um decréscimo das durezas obtidas com o aumentar quer do tempo de tratamentos quer da temperatura de aquecimento sub-crítico.

- Ainda para a liga 1, os valores de dureza obtidos coincidem na maioria com os de um LCC temperado e revenido.
- À exceção dos resultados obtidos para um dos tratamentos a 4 horas, os valores de dureza obtidos pela liga 2 apresentam variações tão pequenas que podem ser considerados constantes independentemente do tratamento.
- Austenitizações a temperatura inferiores provocam pouco ou nenhum impacto nas durezas da liga 1 e 2.
- Relativamente à liga 1 e 2, maiores taxas de globulização da perlite levaram a menores valores de dureza, tal como seria de esperar. No entanto, no caso da liga 2, por vezes a dureza manteve-se constante para diferentes taxas de globulização provavelmente devido às percentagens inferiores de manganês desta mesma liga comparativamente à anterior.
- Na liga 3 obtêm-se durezas no geral mais elevadas.
- Maiores e menores temperaturas e austenitização dão origem a maiores e menores durezas na liga 3.
- A diferença de durezas entre o após arrefecimento em óleo e o após aquecimento sub-crítico com arrefecimento ao ar da liga 3 levam a concluir que ocorreu formação de martensite na liga 3.

### 6.3. Tração

Antes de se proceder à análise dos dados de tração é necessário ter em conta que os provetes da liga 1 e 2 não se encontravam maquinados na perfeição tal como se pode observar na figura 26. Estes apresentavam algumas ranhuras que podiam atuar como um entalhe durante o ensaio, podendo dar origem a valores que não estão de acordo com o esperado.



*Figura 26: Aspeto dos provetes de tração da liga 1 e 2.*

### 6.3.1. Resistência à tração (Rm)

Na figura 27 podem-se observar os diferentes valores de resistência à tração obtidos na liga 1 e liga 2 para a mesma temperatura de austenitização e três diferentes temperaturas de aquecimento sub-crítico com tratamentos de 2 e 4 horas.

O ponto azul-escuro e o verde referem-se a tarugos da liga 1 e 2 respetivamente, que, após um tratamento de austenitização a 890 °C por 2 horas seguido de um arrefecimento em óleo foram sujeitos a aquecimento sub-crítico a 590 °C.

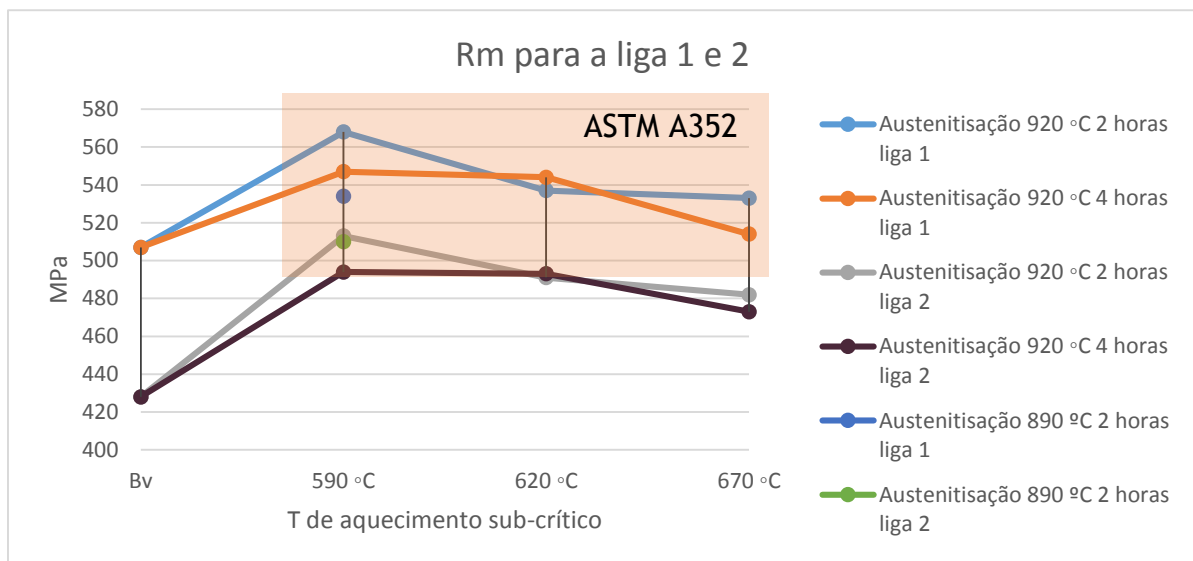


Figura 27: Valores de resistência à tração obtidos antes de depois de tratamento da liga 1 e 2.

Tal como era de esperar, os valores de resistência à tração após tratamentos térmicos são mais elevados que os do estado de bruto de vazamento. Também se pode observar que o aumento da temperatura de aquecimento sub-crítico provoca um decréscimo do valor da resistência à tração tal como era previsto.

A liga 2, relativamente à liga 1 apresenta no geral valores de resistência à tração inferiores, tal como se observou também ao nível das durezas.

Pode-se constatar que os tratamentos de duas horas na liga 1 têm um comportamento similar, mas de maior valor, aos que ocorrem na liga 2 nas mesmas condições e, o mesmo acontece para os tratamentos de 4 horas. Tanto na liga 1 como na 2, para tratamentos de 2 horas ocorre um aumento da resistência à tração desde o bruto de vazamento para o tratamento a 590 °C, sendo que este aumento é mais significativo na liga 2 (83 MPa) do que na liga 1 (61 MPa) depois, dá-se uma descida da resistência à tração com o aumento de temperatura para 620 °C de 31 MPa para a liga 1 e de 22 MPa para a liga 2 e, por fim, com o aumento da temperatura para

670 °C há um pequeno decréscimo da resistência à tração, podendo-se considerar que esta se mantém mais ou menos constante pelo menos na liga 1. O decréscimo é de 4 MPa para a liga 1 e de 11 MPa para a liga 2.

Para as 4 horas de tratamento em ambas as ligas há um aumento da resistência à tração para a temperatura de 590 °C comparativamente ao bruto de vazamento de 40 MPa para a liga 1 e de 66 MPa para a liga 2. Com o aumentar da temperatura de aquecimento sub-crítico para 620 °C ambas as ligas mantêm valores de resistência à tração mais ou menos constantes, havendo depois um decréscimo da mesma com o aumentar da temperatura para 670 °C de 30 MPa para a liga 1 e de 20 MPa para liga 2.

É de notar que para diferentes tempos de tratamento em ambas as ligas, à temperatura de 620 °C os valores de resistência à tração são bastantes similares, podendo ser explicados pela possível obtenção de uma taxa de globulização idêntica relativamente às microestruturas. É de reparar também que, a liga 2 apresenta uma maior diferença de resistência à tração depois de tratada face ao bruto de vazamento do que a liga 1, mas depois apresenta menores variações para diferentes temperaturas de tratamento do que a liga 1.

Relativamente aos tratamentos de duas horas que consistiam em austenitizar a 890 °C com aquecimento sub-crítico a 590 °C, podemos notar que este provoca uma maior influência na liga 1 do que na liga 2, isto porque a resistência à tração na liga 1 apresenta valores inferiores aos observados para os tratamentos que eram sujeitos a austenitizações a temperaturas superiores, enquanto na liga 2 a resistência à tração obtida coincide com a do tratamento que sofreu uma austenitização de duas horas a 920 °C.

No quadrado a laranja presente ainda na figura 27 encontram-se os valores esperados segundo a norma para o aço LCC e, observa-se que todos os resultados obtidos com a liga 1, que estão dentro da gama definida pela DuritCast para um LCC, se encontram dentro dos limites impostos pela norma, apesar de este não ter o comportamento esperado face aos tratamentos térmicos aplicados. Já no caso da liga 2, apesar de esta ter valores de Mn inferiores aos definidos pela empresa, apenas dois valores se encontram fora do estipulado pela norma ASTM A352.

Apesar de alguns dos resultados obtidos poderem ter sido influenciados pela má maquinaria ou pela existência de defeitos estruturais como é o caso de



porosidade, inclusões etc... no geral, os maiores valores de resistência mecânica obtidos, coincidem com as maiores durezas e também com uma menor taxa de globulização da cementite ao nível da microestrutura, pois, quanto maior o tamanho dos carbonetos globulizados, menor a resistência à tração obtida.

À terceira liga foram aplicadas duas temperaturas diferentes de austenitização por duas horas (890 e 980 °C) e, os aquecimentos sub-críticos foram realizados mais uma vez a 590, 620 e 670 °C, como se pode ver na figura 28.

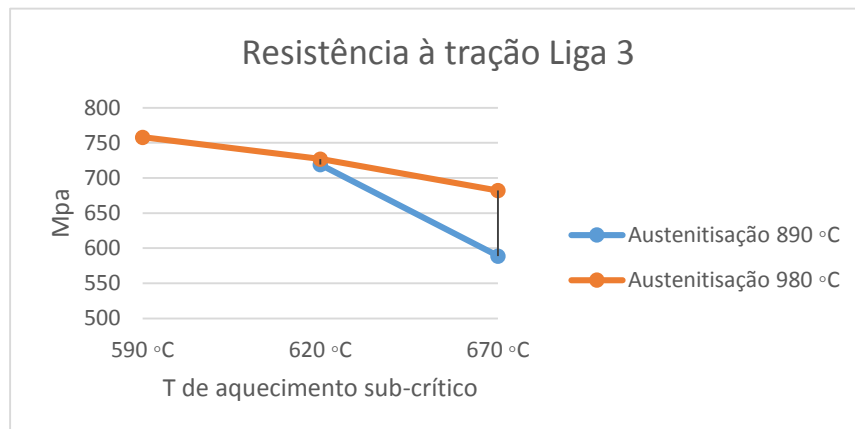


Figura 28: Valores de resistência à tração obtidos na liga 3 para diferentes valores de austenitização e aquecimento sub-crítico.

Verifica-se que os tarugos que sofreram o tratamento de austenitização a uma temperatura inferior apresentam um valor de resistência à tração menor tal como seria de esperar, no entanto, para a temperatura de aquecimento sub-crítico de 620 °C os valores obtidos com os provetes sujeitos a diferentes temperaturas de austenitização são muito próximos, resultado muito provável da dispersão idêntica que os carbonetos apresentam na matriz ferrítica obtida após os diferentes tratamentos.

Relativamente à liga que sofreu austenitização a 980 °C, há um decréscimo da resistência à tração mais acentuado desde a temperatura de 620 à de 670 °C (45 MPa) do que da de 590 a 620 °C (35 MPa) pois, já ao nível microestrutural se notam uma diferença mais acentuada na dispersão dos carbonetos da temperatura de aquecimento sub-crítico de 620 °C para 670°C. Quando se compara o decréscimo da resistência à tração para temperaturas de aquecimento sub-crítico de 620 para 670 °C em provetes que sofreram diferentes temperaturas de austenitização, observa-se que o decréscimo de 130 MPa que sofreu o tarugo austenitizado a menor temperatura é maior que os 45 sofridos pelos provetes austenitizados a 980 °C, facto que se poderá

dever a defeitos estruturais presentes no único provete analisado, já que o segundo foi considerado inválido perante a norma.

### 6.3.2. Limite elástico ( $R_{p0,2}$ )

Os valores de limite elástico obtidos com os tratamentos efetuados à liga 1 e 2 podem ser consultados na figura 31.

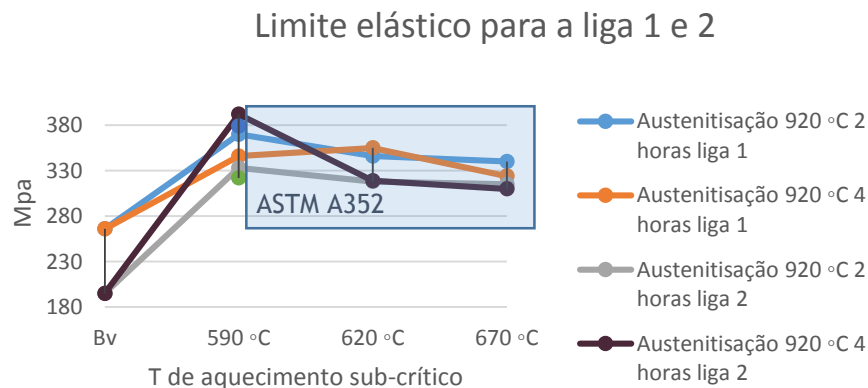


Figura 29: Valores de limite elástico obtidos para a liga 1 e 2 em função dos diferentes tempos de tratamento e temperaturas de austenitização e aquecimento sub-crítico.

Podemos observar que, tanto na liga 1 como 2, existe um grande aumento da força necessária para deformar 0,2% do material se se proceder a uma comparação entre os valores obtidos para o bruto de vazamento e após tratamento térmico.

Relativamente aos tratamentos de 2 horas de austenitização a 920 °C com arrefecimento em óleo da liga 1, seguido de 2 horas de aquecimento sub-crítico, há um decréscimo do limite elástico com o aumento da temperatura de aquecimento sub-crítico. O valor mais elevado obtido é de 370 MPa a 590 °C, ocorrendo depois um decréscimo de 40 MPa para 620 °C e de apenas 6 MPa para 670 °C, ou seja, mantendo-se mais ou menos constante nestas duas últimas temperaturas. Com o aumento do tempo de tratamento de austenitização e de aquecimento sub-crítico obteve-se a curva que se encontra a laranja e, pode-se constatar que no geral os valores de limite elástico obtidos são um pouco mais baixos que os conseguidos para 2 horas de tratamento, sendo a única exceção à temperatura de 620 °C, onde o valor obtido é ligeiramente superior ao adquirido para 2 horas de tratamento.

Os valores adquiridos para a segunda liga são no geral mais baixos, tal como era de esperar. Os provetes que sofreram tratamento de aquecimento sub-crítico de quatro horas a 590 °C apresentaram valores de limite elástico muito elevados (392 MPa) sofrendo depois um decréscimo acentuado de 73 MPa para a temperatura de

620 °C e, mantendo-se constante com o crescer da temperatura para 670 °C. Já o tratamento de 2 horas apresenta um valor de 333 MPa para uma temperatura de 590 °C e, depois decresce um pouco para a temperatura de 620 °C (14 MPa) e, pode-se dizer que se mantém constante a 670 °C.

Os provetes que sofreram tratamentos também de duas horas mas com austenitização a uma temperatura inferior, no caso da liga 2, apresentam valores inferiores aos obtidos com uma temperatura de austenitização superior, como se esperava. Já os valores referentes à primeira liga são um pouco mais elevados que o esperado pois, os provetes que sofreram austenitização a temperaturas superiores apresentam valores mais reduzidos de limite elástico para a mesma temperatura de aquecimento sub-crítico.

É de reparar que para a mesma liga, independentemente das condições utilizadas, com tratamentos de aquecimento sub-crítico a 620 °C os valores obtidos são sempre muito próximos

O quadrado a azul representa a zona de valores de limite elástico segundo a norma ASTM A352 para um aço LCC. E, pode-se ver que todos os valores obtidos após tratamento tanto da liga 1 como da liga 2 se encontram dentro dos valores estipulados pela norma.

Os resultados podem ter sido provocados por inclusões, porosidade e acima de tudo pela má maquinaria que estes provetes sofreram.

Os valores encontrados na figura 32 são referentes à liga 3 quando sujeita a duas temperaturas distintas de austenitização (890 e 980 °C) e três temperaturas distintas de aquecimento sub-crítico (590, 620, 670 °C), sendo que os tarugos austenitizados a temperatura inferior apenas sofrem aquecimento sub-crítico a 620 e 670 °C.

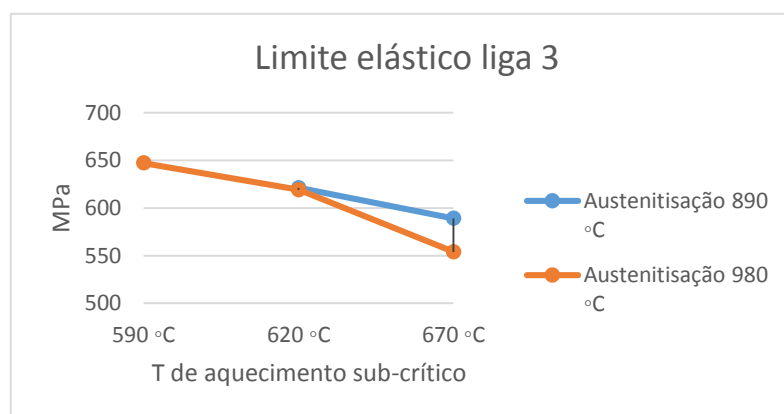


Figura 30: Valores de limite elástico obtidos para a liga 3 em função dos diferentes tempos de tratamento e temperaturas de austenitização e aquecimento sub-crítico.

Pode-se notar mais uma vez que à temperatura de 620 °C os valores obtidos são muito próximos apesar das diferenças de tratamento, facto que já se tem observado em diversas situações.

Relativamente aos provetes austenitizados a 890 °C pode-se constatar que estes sofreram um decréscimo de 32 MPa de 620 °C para 670 °C, sendo o decréscimo ocorrido nos provetes austenitizados a 980 °C para as mesmas temperaturas mais acentuado (65 MPa). Ainda relativamente aos provetes austenitizados a 980 °C, também se pode observar que ocorreu um decréscimo não tão acentuado como o enunciado anteriormente do limite elástico de 590 para 620°C de 28 MPa.

A liga austenitizada a 890 °C deveria apresentar valores de limite elástico inferiores à austenitizada 980 °C, o que não se verifica e que pode ter ocorrido por diversos fatores, sendo o mais provável a presença de porosidade.

### 6.3.3. Alongamento

Encontram-se na figura 31 os valores de alongamento obtidos após o ensaio de tração na liga 1 e 2.

O que observa logo de início, é que existem tratamentos, que dão origem a valores de alongamento semelhantes, ou seja, os valores de alongamento obtidos com tratamentos de quatro horas à liga 1 dão valores semelhantes aos obtidos com tratamentos de duas para a liga 2. Nestas duas ligas ocorre um aumento à volta de 10 % de alongamento para tratamentos de aquecimento sub-crítico a 590 °C,

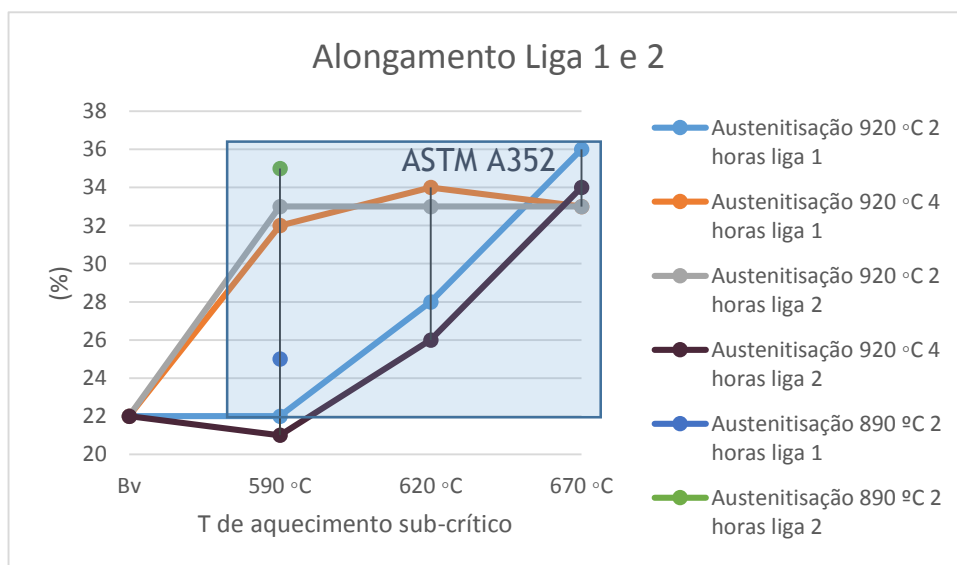


Figura 29: Valores de alongamento obtidos à temperatura ambiente para a liga 1 e 2.

mantendo-se este valor mais ou menos constante com o aumento da temperatura para 620 °C e 670 °C.

Tal como no caso anterior, os tratamentos de 4 horas da liga 2 dão valores de alongamento semelhantes aos tratamentos de 2 horas da liga 1, ou seja, é mantido o valor de alongamento constante entre o bruto de vazamento e os tratamentos de aquecimento sub-crítico a 590 °C, há um aumento de cerca de 5% à temperatura de 620 °C e volta a ocorrer um aumento de 8% para temperaturas de 670 °C.

No que diz respeito à liga 1, os valores obtidos vão ao encontro do que foi observado nas microestruturas, já que estas que apresentavam uma maior taxa de esferoidização da cementite apresentam um maior alongamento e consequentemente uma menor dureza.

Seria de esperar que os valores obtidos para tratamentos de 4 horas na liga 2 fossem superiores aos obtidos para os tratamentos de 2 horas na mesma liga tendo em conta o tratamento aplicado, a maior taxa de globulização obtida (já que esta influencia positivamente o alongamento), e os valores de dureza associados. A presença de valores superiores apenas acontece para a temperatura de 670 °C. A má maquinagem destes provetes, a presença de inclusões ou porosidades, podem estar na origem destas inconformidades.

Relativamente aos tarugos que sofreram tratamentos de duas horas mas com austenitização a 890°C, podemos ver que ambos possuem valores um pouco acima daqueles obtidos para mesma liga nas mesmas condições mas com uma temperatura de austenitização superior (920 °C). Faz sentido que assim seja, já que teoricamente, a utilização de uma temperatura de austenitização inferior deverá dar origem a valores de ductilidade superiores.

Segundo a norma ASTM A352 o valor mínimo de alongamento para um aço LCC estipulado é de 22%, assim sendo pode-se afirmar que os valores obtidos com a liga 1 e a liga 2 se encontram dentro dos valores estipulados para um aço LCC.

Analisando os dados de alongamento obtidos na terceira liga (figura 32), aquilo que podemos verificar é que, para uma temperatura de austenitização de 980 °C, os valores de alongamento se mantêm constantes com aumentar da temperatura de 590 °C para 620 °C, ocorrendo depois um ligeiro aumento do alongamento para temperaturas de 670 °C.

Os provetes que sofreram austenitização a 890°C apresentam valores de alongamento inferiores para a temperatura de 620°C quando comparados com os provetes austenitizados a maior temperatura, o que não vai de encontro ao esperado. Estes depois sofrem um aumento de 14% de alongamento para a temperatura de 670 °C, dando assim origem a um valor mais elevado que o observado para uma austenitização a maior temperatura tal como deveria de ser.

Os valores incoerentes podem ter-se devido à porosidade que foi encontrada no provete que deu origem ao alongamento de 7% (figura 48). Um segundo provete tratado nas mesmas condições não pôde servir de comparação pois foi considerado inválido segundo a norma.

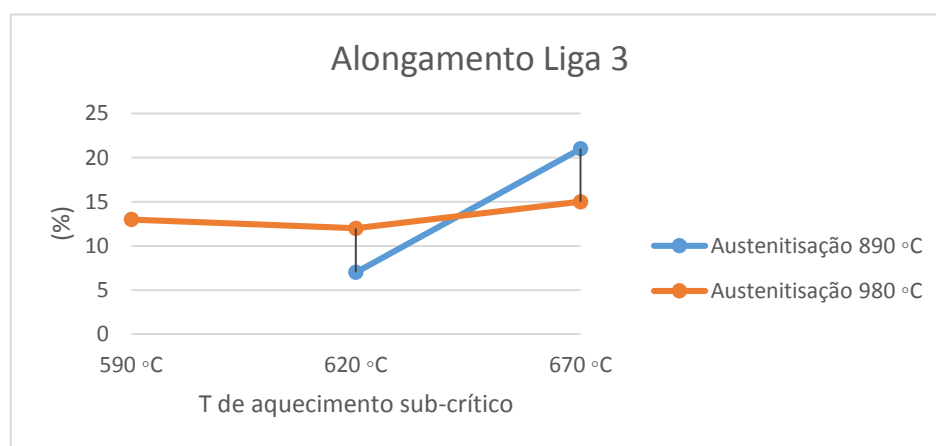


Figura 30: Valores de alongamento obtidos para a liga 3.

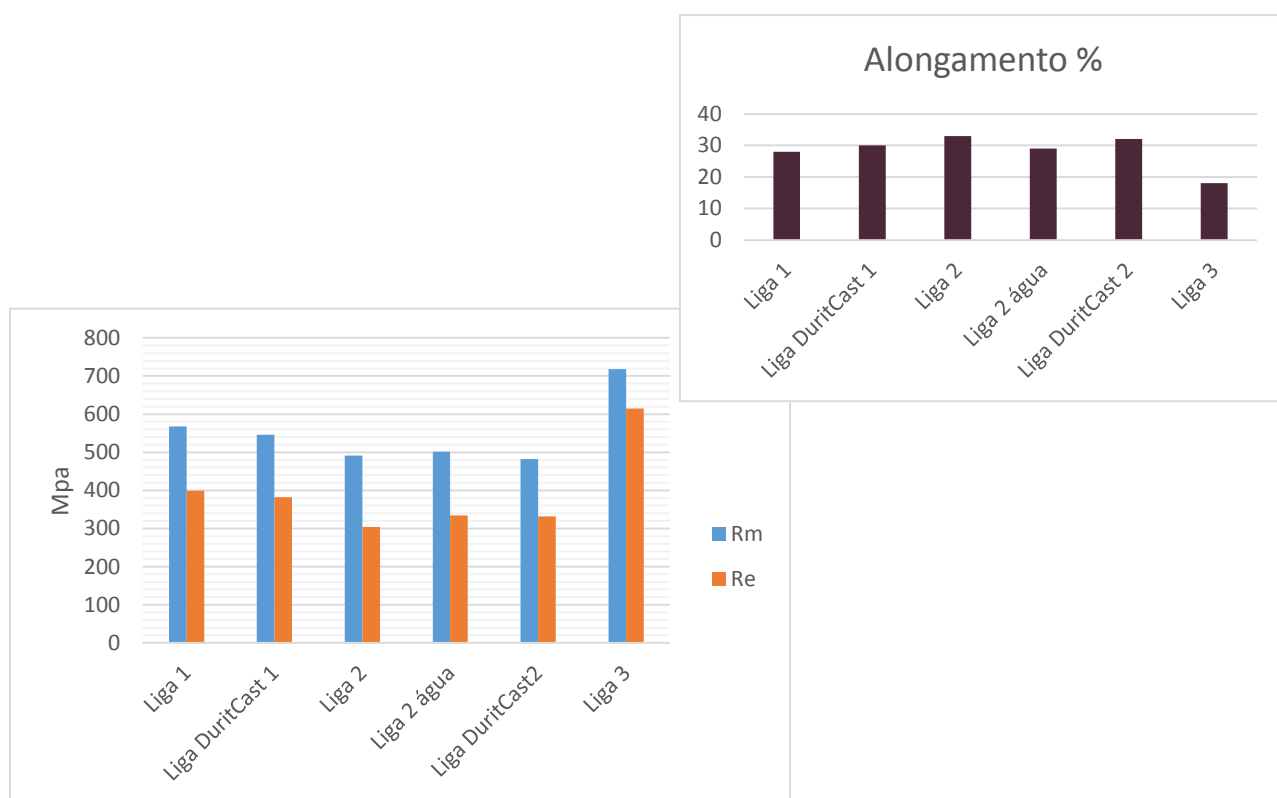
Tendo em conta a composição química da terceira liga e o facto de antes do aquecimento sub-crítico se partir de uma microestrutura aparentemente martensítica, face à microestrutura ferrítica e perlítica presente na liga 1 e 2, já seria de esperar que os valores de alongamento obtidos fossem inferiores aos observados na liga 1 e 2.

#### 6.3.4. Análise dos resultados obtidos nas três ligas para o mesmo tratamento térmico

Na figura 33 podemos observar os valores obtidos para as três ligas quando sujeitas ao mesmo tratamento, tratamento de 2 horas de austenitização a 920 °C e 2 horas de aquecimento sub-crítico a 620 °C, todos os tarugos foram arrefecidos em óleo após austenitização à exceção de um da liga 2. Estão também presentes na figura 33 valores obtidos pela DuritCast em duas ligas distintas, uma delas com uma composição química mais próxima da liga 1 e outra da liga 2.

Relativamente às 3 ligas tratadas e ensaiadas na faculdade, o que se pode constatar é que a composição química tem uma grande influência nas propriedades obtidas após tratamento térmico, ou seja, quanto maior o teor de carbono e manganês, maiores os valores de Rm e limite elástico e menor o alongamento conseguido.

Comparando a liga 1 com a liga DuritCast 1, pode-se observar que os valores obtidos são bastante similares, sendo os valores obtidos pela empresa ligeiramente inferiores relativamente ao Rm e Re e, superiores no caso do alongamento, facto que poderá ter ocorrido devido à percentagem de silício um pouco inferior ao da liga 1.



*Figura 31: Dados de tração obtidos para 5 ligas distintas quando sujeitas a um tratamento térmico igual. Austenitização a 920 °C 2 hora e aquecimento sub-crítico a 620 °C também por duas horas. Arrefecimento após austenitização em óleo expeto num dos casos.*

Analisando as diferenças entre a liga 2 e a liga DuritCast 2 verifica-se que os valores de Rm obtidos com os ensaios realizados na faculdade coincidem com os obtidos pela empresa. Relativamente aos valores de Re o que se observa é que os valores obtidos pela liga 2 são um pouco inferiores aos da liga da DuritCast, facto

normal pois ainda existem algumas diferenças consideráveis na composição química das duas. Relativamente ao alongamento, o que se observa é que estas apresentam valores similares.

#### 6.3.5 Considerações finais

- Para as ligas 1 e 2 não ocorrem diferenças, ou ocorrem diferenças mínimas no caso da liga 1, entre tratamentos a 620 °C e tratamentos a 670 °C relativamente ao limite elástico, resistência à tração e  $R_{p0,2}$ . Já na liga 3 observam-se maiores diferenças de 620 para 670 °C do que de 590 °C para 620 °C.
- Para as 3 ligas, relativamente ao  $R_e$ ,  $R_m$  e  $R_{p0,2}$ , independente do tempo de tratamento aplicado ou da temperatura de austenitização, para temperaturas de aquecimento sub-crítico de 620 °C os valores tendem a ser muito próximos.
- Na maioria dos casos, maior tempo de tratamento, maior temperatura de aquecimento sub-crítico e menor temperatura de austenitização dão origem a menores valores de  $R_m$ , limite elástico e durezas e, maiores valores de alongamento e vice-versa. No entanto as diferenças entre valores nem sempre são significativos.
- Os teores de carbono e manganês têm grande influência nas propriedades obtidas.

#### 6.4. Impacto

A maior parte dos provetes quer da liga 1 como da liga 2 depois de tratados quando foram sujeitos ao ensaio de Charpy à temperatura ambiente não fraturam, o que segundo a norma EN NP 10045 é considerado um ensaio não válido no entanto, os valores de energia absorvida foram na mesma recolhidos. Na figura 34 observa-se a diferença entre os provetes com fratura frágil e fratura dúctil obtidos após ensaio.

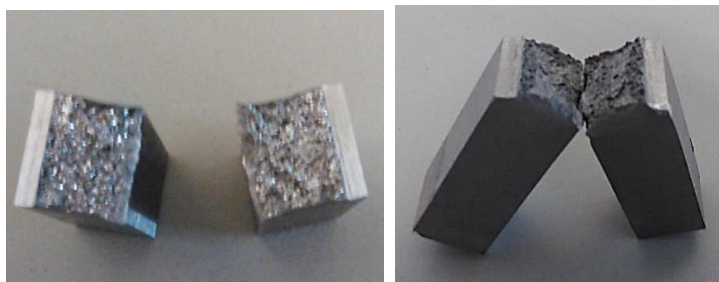


Figura 32: Aspeto dos provetes após ensaio de Charpy.



Na figura 35 é possível analisar tanto para a liga 1 como para a liga 2 quais as diferenças encontradas na energia absorvida face a diferentes tratamentos. Pode-se começar por constatar que a liga 1 no geral apresenta valores de energia absorvida mais elevados, o que já era previsível pois esta apresenta uma quantidade de manganês superior para uma quantidade de carbono idêntica e, o manganês proporciona um aumento da tenacidade nos aços. Ainda relativamente à liga 1, os tratamentos de 4 horas dão origem a valores de energia absorvida superiores aos tratamentos de 2 horas, sendo o aumento da energia absorvida face ao bruto de vazamento de 100 J, no entanto, com o aumentar da temperatura de aquecimento sub-crítico o valor de energia absorvida vai-se mantendo constante. Com a diminuição do tempo de tratamento, a liga 1 apresenta uma subida de 71 J desde o bruto de vazamento até ao tratamento que em parte consiste num aquecimento sub-crítico de 2 horas a 590 °C, ocorrendo depois uma subida de 7 J com o aumento da temperatura de aquecimento sub-crítico para 620 °C e de 14 J com o aumento de 620 para 670 °C.

De acordo com a microestrutura e durezas obtidas, já era de esperar que a os tratamentos de 4 horas apresentassem um maior valor de energia absorvida já que estes apresentavam uma maior taxa de globulização da cementite, associada a uma menor dureza face aos tratamentos de 2 horas.

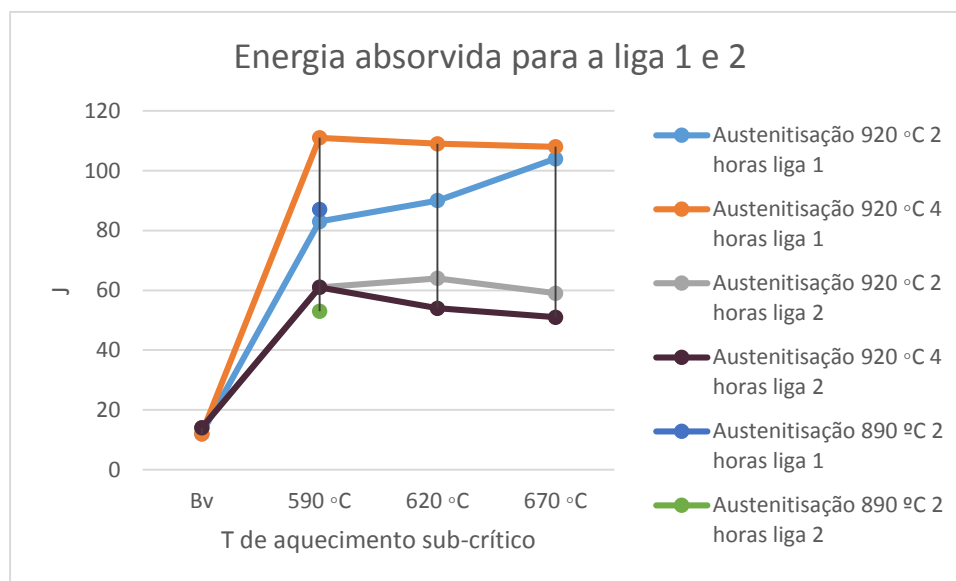


Figura 33: Valores de energia absorvida para a liga 1 e 2.

No que diz respeito à liga dois, o que se observa para um tratamento de aquecimento sub-crítico a 590 °C de 2 horas é um aumento de 47 J face ao bruto de vazamento, mantendo-se esse valor contante com o aumento da temperatura de tratamento de aquecimento sub-crítico. Para os tratamentos de 4 horas, o valor de energia absorvida a 590°C é similar ao obtido para 2 horas, ocorrendo depois um abaixamento ligeiro da energia absorvida com o aumentar da temperatura de tratamento de aquecimento sub-crítico, o que não vai de encontro com o esperado, já que de acordo com a microestrutura e durezas seria de esperar que este valor aumentasse ou se mantivesse mais ou menos constante. Estes valores incoerentes podem dever-se à presenças de pequenas inclusões no aço em questão.

Relativamente aos provetes que sofreram austenitização a uma temperatura inferior, observa-se que os provetes referentes à liga 1 apresentam um valor de energia absorvida um pouco superior a um tratamento idêntico mas com austenitização a 920 °C também da liga 1, o que está conforme o esperado. No que diz respeito à aplicação do mesmo tratamento na liga 2, aquilo que verifica é que o valor de energia absorvida é ligeiramente inferior ao obtido para o mesmo tratamento com austenitização a 920 °C no mesmo material, o que não era esperado.

Tem-se vindo a observar que a liga 2 não é tão dada a alterações com a aplicação de diferentes tratamentos térmicos, facto explicado pelo seu baixo teor em elementos de liga.

Na figura 36 pode-se observar os valores de energia absorvida para a liga 3. Devido ao maior teor de carbono desta liga, observam-se ,como seria de esperar, no geral, resultados mais baixos que os obtidos com a liga 1 e 2.

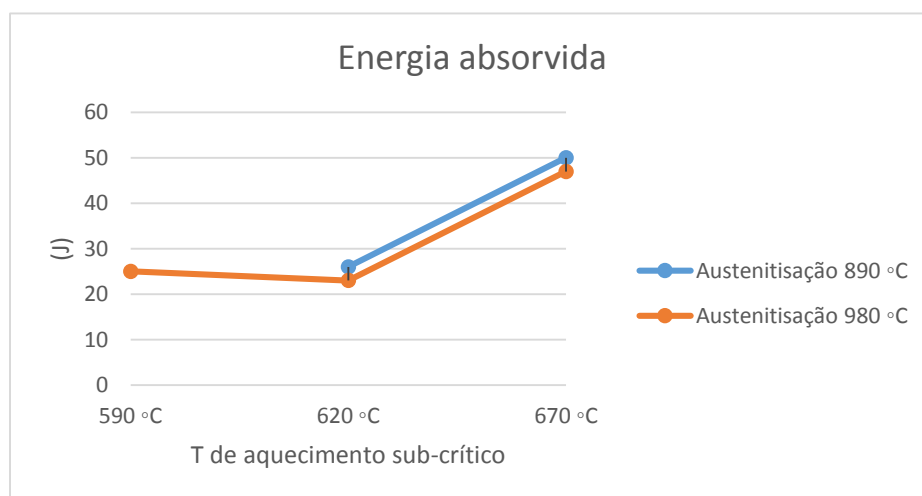


Figura 34: Valores de energia absorvida para a liga 3.

Os provetes que sofreram austenitização a uma temperatura inferior apresentam valores ligeiramente mais elevados de energia absorvida, o que vai de encontro ao esperado, já que a utilização de uma temperatura de austenitização mais baixa leva à obtenção de uma dureza menor pós arrefecimento em óleo, e consequentemente após aquecimento sub-crítico.

Com temperaturas de austenitização de 980 °C os valores de energia mantêm-se constantes para temperaturas de aquecimentos sub-críticos de 590 °C e de 620 °C, no entanto, ocorre um aumento de 24 J para uma temperatura de 670 °C, o que provavelmente poderá ser explicado pela maior dispersão dos carbonetos observada a nível microestrutural para esta temperatura. Para os provetes austenitizados a 890 °C há também um aumento de 24 J de 620 para 670 °C, muito possivelmente pela mesma razão apresentada no caso anterior.

Na figura 37, podem-se observar valores de energia absorvida para tratamentos térmicos idênticos, ou seja, todos os provetes foram sujeitos a uma austenitização a 920°C seguida de um arrefecimento que num dos casos foi em água e os restantes em óleo e, por fim foi realizado um aquecimento sub-crítico a 590 °C. Para todas as ligas foram realizados ensaios à temperatura ambiente e, na liga 2 foram realizados também alguns ensaios -48 °C (temperatura normalizada), sendo que, alguns provetes eram provenientes de um tarugo que sofreu arrefecimento após austenitização em água. É ainda possível comparar os resultados obtidos para a liga 2 com os resultados obtidos para a liga DuritCast 2.

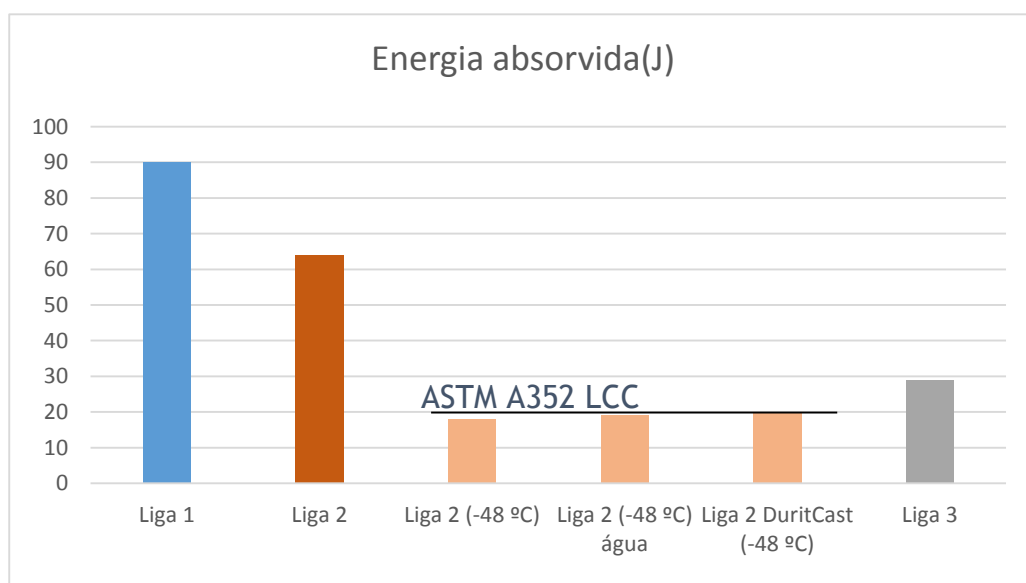


Figura 35: Valores de energia absorvida para as 3 ligas quando sujeitas ao mesmo tratamento térmico.

Relativamente aos provetes ensaiados à temperatura ambiente para as três ligas, a liga 1 e 2 são as que apresentam valores superiores de energia absorvida, até porque são as que possuem menores teores de carbono. Depois, entre a liga 1 e a liga 2 aquela que apresenta valores superiores de energia absorvida é a liga 1 devido ao seu teor de manganês superior.

Relativamente à liga 2, pode-se observar que fazendo o ensaio a  $-48\text{ }^{\circ}\text{C}$  os valores de energia absorvida são bem mais baixos que à temperatura ambiente, o decréscimo é de 46 J. Os valores obtidos para os provetes que foram arrefecidos em água são muito próximos dos obtidos com arrefecimento em óleo. Os valores adquiridos pela empresa para uma composição química aproximada são muito próximos aos obtidos pela liga 2.

Por fim, pode-se constatar que os valores obtidos nos ensaios a  $-48\text{ }^{\circ}\text{C}$ , apenas a liga da DuritCast apresenta valores conforme a norma ASTM A352, o que é normal pois estamos perante uma liga com teores de carbono e manganês inferiores aos definidos pela empresa de forma a que se atinjam as propriedades mecânicas normalizadas.

Na figura 38 é possível ainda observar valores de energia absorvida obtidos a  $-48\text{ }^{\circ}\text{C}$  e à temperatura ambiente para provetes da liga 2 quando sujeitos a três tratamentos distintos. O que se verifica mais uma vez é que a  $-48\text{ }^{\circ}\text{C}$  os valores de energia absorvida são mais baixos que à temperatura ambiente, e que a quantidade de energia absorvida não baixa de forma linear, facto que pode ser explicado pela presença de inclusões em alguns dos provetes.

É possível ainda observar que nenhum dos resultados obtidos a  $-48\text{ }^{\circ}\text{C}$  se encontra dentro dos valores definidos pela norma para um aço LCC.

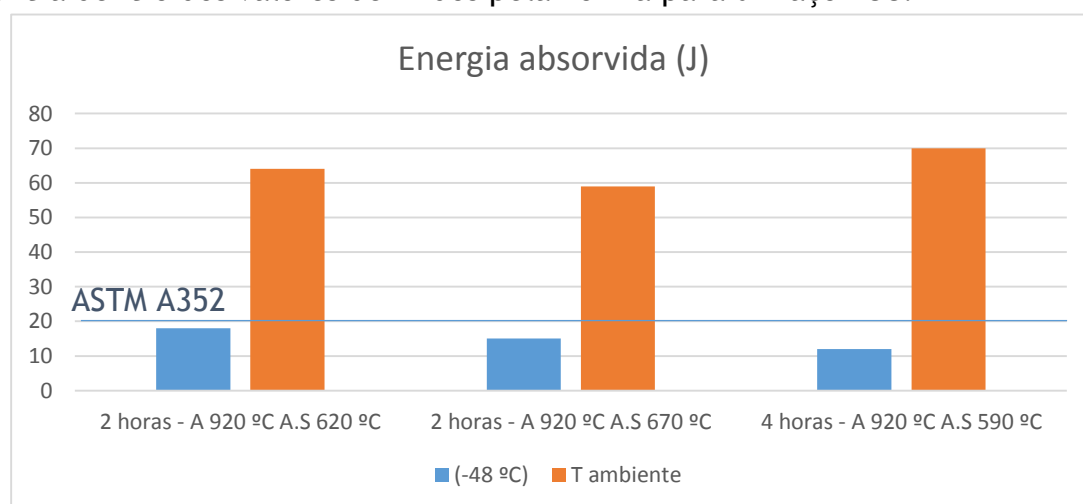


Figura 36: Diferença dos valores de energia absorvida para diferentes temperaturas de ensaio de Charpy.

#### 6.4.1. Considerações finais

- Alterações nos tratamentos térmicos na liga 2 não tiveram grande impacto na energia absorvida à temperatura ambiente.
- Tratamentos de 4 horas na liga 1 não provocam alterações nos valores de energia absorvida independentemente da temperatura de aquecimento sub-crítico aplicada.
- Dos ensaios realizados à liga 3 apenas se observa um aumento da energia absorvida para tratamentos de aquecimento sub-crítico de 620 °C para 670 °C, facto que poderá estar relacionado com uma maior dispersão dos carbonetos a estas temperaturas.
- Quanto menor o teor em carbono e maior o teor em manganês maiores os valores de energia absorvida atingidos.
- Com os ensaios a -48 °C houve um grande decréscimo da energia absorvida.
- Arrefecimentos após austenitização em água não provocaram grandes diferenças relativamente ao valor de energia absorvida face aos arrefecimentos em óleo.

#### 6.5. Microscopia eletrónica de varrimento

##### 6.5.1. Liga 1

Com o auxílio do microscópio eletrónico de varrimento foi possível observar quais os tipos de inclusões presentes em amostras dos três vazamentos distintos, que podem, em alguns dos casos ter influenciado as propriedades mecânicas.

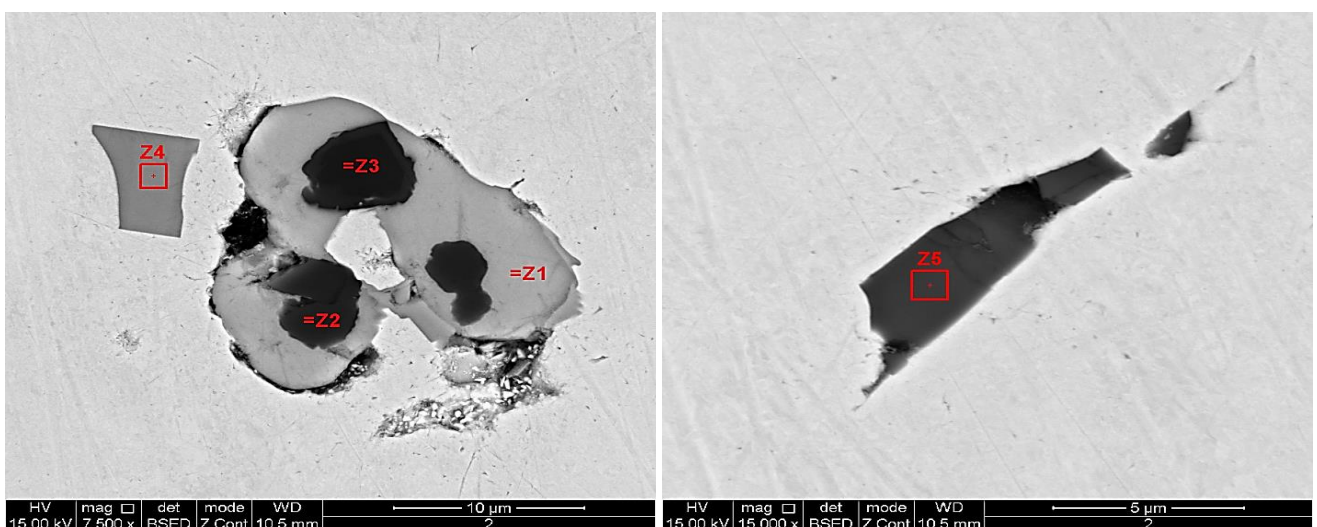


Figura 37: Inclusões encontradas na liga 1.

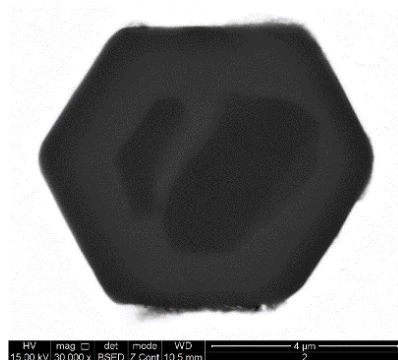
No anexo 2 é possível consultar a composição química das inclusões encontradas em cada liga.

Como se observa na figura 39, na liga 1 foram encontradas cinco tipos de inclusões distintas numa amostra que tinha sido previamente polida.

A zona 1 corresponde a sulfureto de manganês, um composto usual, pois como já foi apresentado anteriormente, parte do manganês associa-se ao enxofre atuando como dessulfurante.

No meio do sulfureto de manganês aparece com muita frequência alumina, como é o caso da Z2, facto normal devido à existência de alumina como elemento residual. A Z3 também corresponde a alumina, mas esta, contém magnésio no centro, o que nos leva a constatar que apesar de não termos conhecimento prévio, existe magnésio nos elementos residuais. O caso da zona Z3 pode ser observado melhor na figura 40.

Na Z4 é possível observar nitreto de titânio, estas inclusões já era visíveis nas imagens obtidas a microscópio ótico depois do ataque com Nital 4%, apresentando uma coloração rosada.



*Figura 38: Hexágono de alumina com magnésio no centro.*

A Z5 corresponde a carboneto de silício, e como tal de início pensou-se que este seria proveniente das lixas, mas face à quantidade encontrada, concluiu-se que este advinha da junção do carbono e do silício presente no aço.

Com a figura 41 é possível obter uma noção da distribuição das inclusões na matriz. Aquelas que aparecem com mais frequência são o MnS e o Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Também foi observada uma superfície de fratura obtida num ensaio de tração de um provete da liga em causa (figura 42 à esquerda). Pode-se atentar que a superfície de fratura obtida é dúctil e, conseguem-se observar algumas das inclusões.



Na figura 42 à direita, pode-se observar um pequeno poro presente no mesmo provete que deverá ter tamanho insuficiente para ser considerado prejudicial.

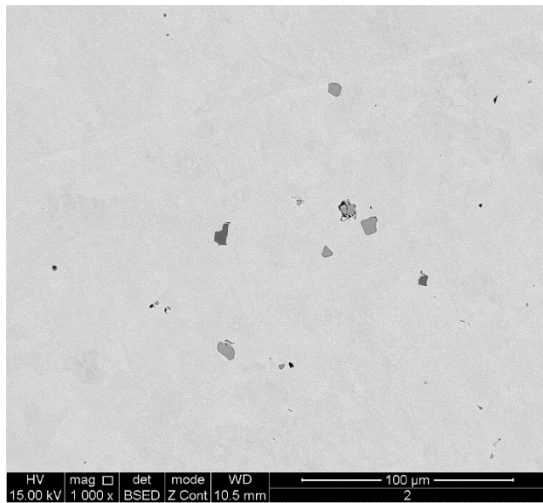


Figura 39: Distribuição das inclusões pela matriz da liga 1.

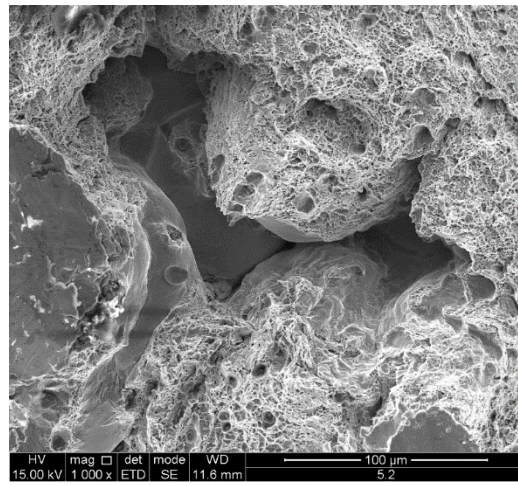
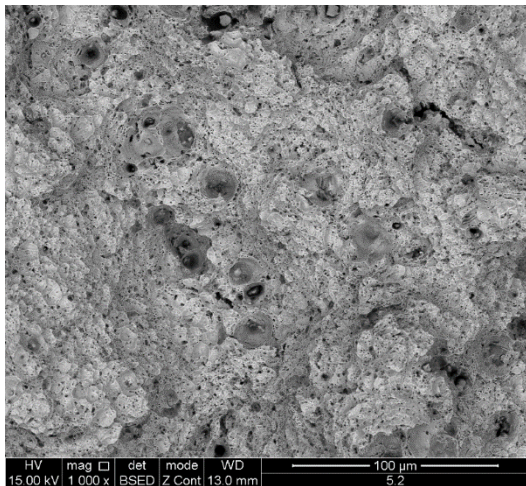


Figura 40: Superfície de fratura de tração, na imagem da direita é possível observar uma pequena porosidade.

### 6.5.2. Liga 2

Na liga 2 foram encontradas 4 inclusões distintas tal como se pode observar na figura 43.

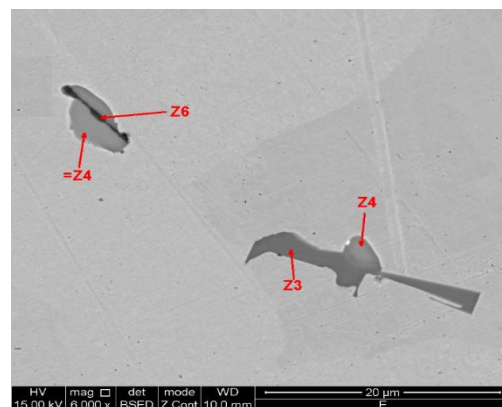
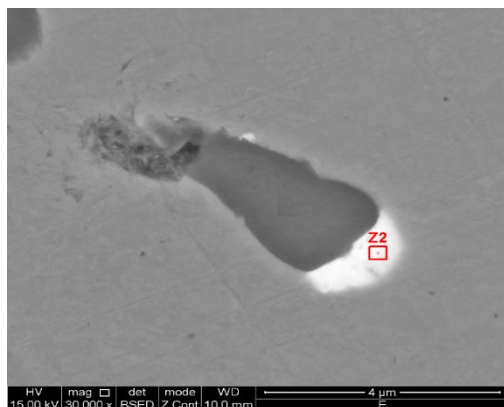


Figura 41: Inclusões encontradas na liga 2.

O que se encontra na Z2 é chumbo, elemento que muito provavelmente advém da sucata utilizada para a fabricação da liga. O chumbo é um elemento que precipita nos aços na forma de partículas microscópicas. Este não se dissolve, aparece sempre nas “pontas” do sulfureto de manganês que se encontra enumerado como Z4 e não tem qualquer efeito nas propriedades mecânicas do material [26].

Na Z3 temos presente mais uma vez o nitreto de titânio. Na Z6 temos presente a alumina. Na composição da alumina no anexo 2 podemos verificar que também aparecem quantidades consideráveis de Mn e S mas, a sua presença deve-se ao facto de estes estarem muito próximos do local onde se encontra a alumina e, por isso não ser possível fazer a quantificação somente da composição da alumina.

Na figura 44 observa-se uma superfície de tração correspondente a um provete desta liga, mais uma vez, pode-se constatar que a superfície de tração é dúctil. Os pontinhos brancos correspondem a pequenas inclusões de chumbo.

Na figura 45 podemos observar a dispersão das inclusões na matriz e pode-se verificar que sulfureto de manganês é o que se pode encontrar em maior quantidade.

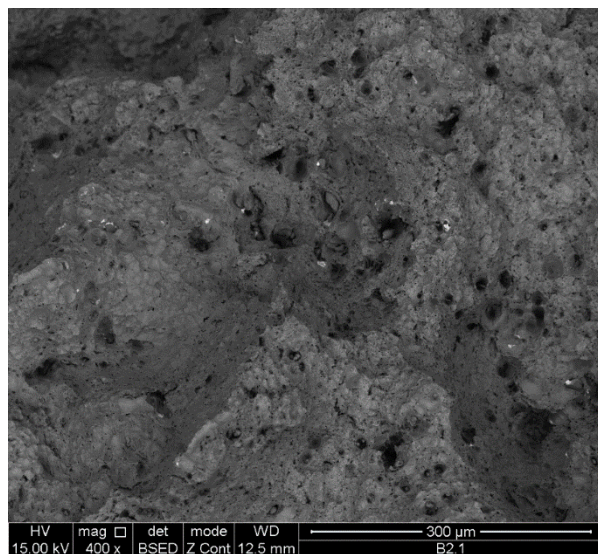


Figura 44: superfície de tração da liga 2.

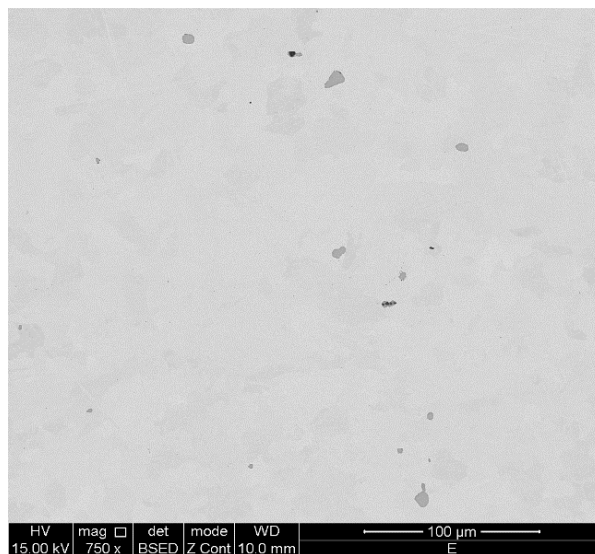


Figura 45: Dispersão de inclusões na liga 2.

### 6.5.3. Liga 3

No caso da liga 3, as inclusões encontradas encontram-se na figura 46. A Z1 corresponde a nitreto de titânio, a Z2 a alumina, a Z3 a sulfureto de manganês e por fim a Z4 a chumbo. Verifica-se então que estas 4 inclusões são as mesmas que foram encontradas na liga 2 e, à exceção do chumbo, estas também estão presentes na liga 1.



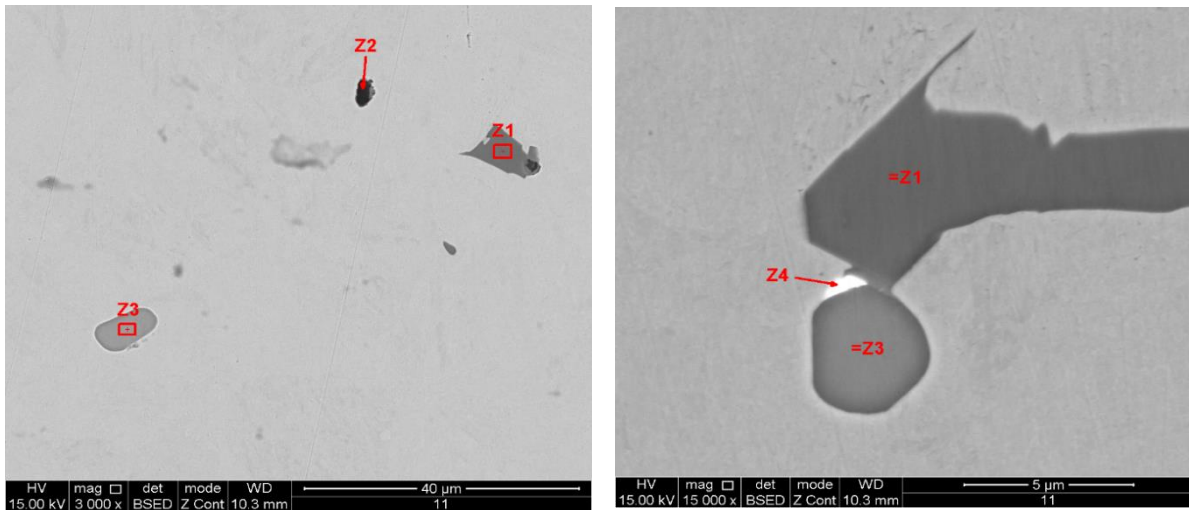


Figura 46: Inclusões encontradas na liga 3

Relativamente à amostra de tração analisada para esta liga, mais uma vez se pode ver que esta apresenta um comportamento dúctil tal como se verifica na figura 47 a). Na figura 47 b) é possível observar o aspeto das inclusões de nitreto de titânio e sulfureto de manganês numa superfície de tração.

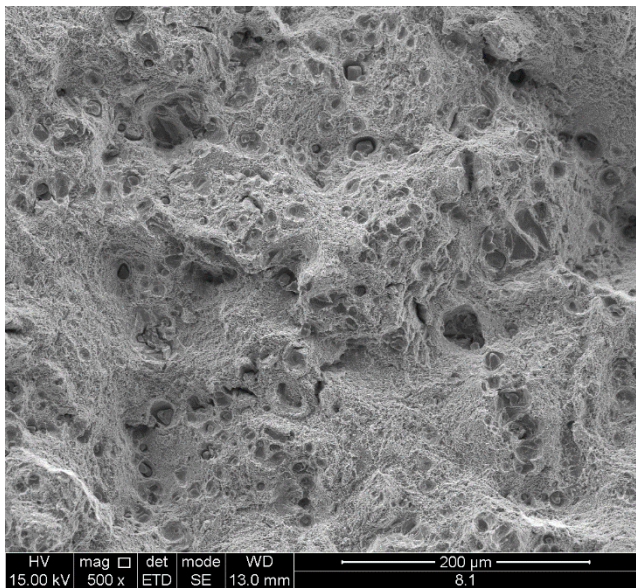


Figura 47 a): Superfície de tração da liga 3.

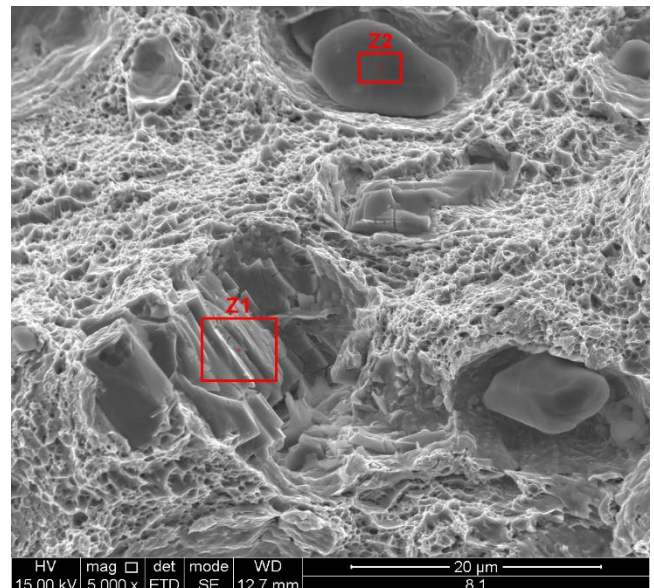
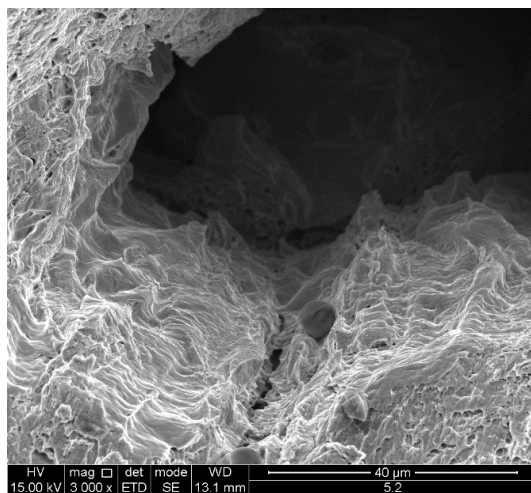


Figura 47 b): Inclusões de nitreto de titânio e sulfureto de manganês na superfície de tração da liga 3.

A superfície de tração observada advém de um provete que apresentou resultados de alongamento inferiores aos esperados e, pode-se constatar pela figura 48 que este apresentava porosidades que podem ser responsáveis pelos resultados incoerentes obtidos.



*Figura 48: Porosidade encontrada num provete sujeito a austenitização a 890 °C e aquecimento sub-crítico a 620 °C.*

#### 6.5.4. Considerações finais

- Todas as ligas apresentam inclusões de sulfureto de manganês, sulfureto de titânio, e alumina, sendo estas também as que aparecem com mais frequência na matriz das três. Estas resultam das adições realizadas no processamento dos banhos
- A liga 1 apresenta algum carboneto de silício.
- A ligas 2 e 3 apresentam inclusões de chumbo.
- O provete de tração da liga 3 analisado contem porosidades.
- As superfícies de tração das três ligas são dúcteis.
- Apenas na liga 1 se observou carbonetos (carboneto de silício), no entanto, este foi em pouca quantidade, pelo que, os carbonetos apresentados nas microestruturas obtidas por microscópio ótico, serão muito provavelmente, quase na totalidade cementite.

## 7. Conclusões

Com a aplicação de ciclos térmicos similares na liga 1 e 2 obtiveram-se microestruturas típicas de normalização e recozimento sub-crítico (grão ferríticos, e grão perlíticos com cementite globulizada) e, na liga 3 de têmpera e revenido (carbonetos dispersos numa matriz ferrítica).

Quanto maior o teor de Mn e C nos aços, maiores são as variações obtidas nas microestruturas resultantes dos tratamentos térmicos.

Ao duplicar os tempos de tratamento (como foi o caso da liga 1 e 2) não há grande incidência nos resultados de dureza e tração, notam-se mais diferenças nos ensaios de impacto à temperatura ambiente.

A liga 1 apresenta propriedades mecânicas que vão ao encontro das estipuladas para um aço LCC temperado e revenido, exceto nos ensaios de impacto já que esta não foi ensaiada a -48 °C.

Alterações nos ciclos de austenitização não provocam diferenças tão significativas nas propriedades mecânicas como alteração ao nível do ciclo de aquecimento sub-crítico.

A utilização de água como meio de arrefecimento após austenitização não causa uma influência assim tão grande nas propriedades mecânicas.

No caso da liga 1, para que se obtenham propriedades mecânicas de acordo com a norma, a aplicação de uma austenitização a 890 °C e de um aquecimento sub-crítico a 590 °C deverá ser suficiente, no entanto, aumentando a temperatura de austenitização para 920 °C e a de aquecimento sub-crítico para 620 °C obtêm-se melhores valores de resistência ao impacto associados a um pequeno abaixamento da dureza. A utilização de uma temperatura de aquecimento subcrítico de 670 °C não causa uma diferença muito significativa a relativamente à temperatura de 620, não sendo por isso a melhor opção.

Relativamente à liga 2, devido ao seu baixo teor de manganês, esta não apresenta valores de resistência ao impacto de acordo com a norma, havendo a necessidade de lhe acrescentar um pouco mais de manganês ou níquel de forma a aumentar a sua tenacidade. Tendo em conta que variações no tratamento térmico desta liga não provocam grande diferença à nível das propriedades mecânicas, o tratamento que melhor se deve ajustar à mesma, é a utilização de uma temperatura de austenitização de 890, ou 920 °C por duas horas e, a aplicação de uma temperatura de aquecimento sub-crítico de 590 °C.

Utilização de tempos de tratamentos de 4 horas não se justifica no caso do objetivo ser atingir as propriedades impostas pela norma, apenas é justificado no caso de haver necessidade de se obter propriedades específicas.

Relativamente à liga 3, nenhum dos tratamentos dá valores de acordo com a norma, já que os valores de carbono e manganês não estão também de acordo com a mesma. No entanto, para que hajam diferenças significativas ao nível das

propriedades mecânicas, há necessidade de utilizar intervalos temperaturas de aquecimento sub-crítico maiores que na liga 1, já que as propriedades obtidas a com aquecimentos sub-críticos a 590 °C são próximas das obtidas a 620 °C, só sofrendo alterações a 670 °C. A utilização de diferentes temperaturas de austenitização só deve ser empregue caso seja necessário obter pequenas variações ao nível das propriedades mecânicas, já que a alteração da temperatura de aquecimento sub-crítico causa um maior impacto nas propriedades mecânicas.

## 8. Sugestões para trabalhos futuros

- Fazer o mesmo tipo de experiências em aços com diferentes composições mas que se encontrem dentro dos limites do LCC.
- Fazer todos os ensaios de impacto a -48 °C.
- Ajustar os tempos e temperatura de ensaios à composição química.

## 9. Bibliografia

- 1 Baker, Arai Tohru and Gordon M. 1991. *Heat Treating*. Edited by ASM International. Vol. 4, *ASM Handbook*.
- 2 Krauss, George. 2005. *Steels Processing, Structure, and Performance*. Edited by ASM International. Ohio USA.
- 3 Santos, Henrique, *Sebenta de Tratamentos Térmicos*: Faculdade de Engenharia da universidade do Porto.
- 4 Chiaverini, Vicente. 1965. *Aços - Carbono e Aços-Liga, Características Gerais; Tratamentos térmicos; Principais tipos*. São Paulo: Associação Brasileira de Metais.
- 5 Seabra, Antera Valeriana de. 1981. *Metalurgia Geral*. Vol. 2. Lisboa.
- 6 Honeycombe, H. K. D. H. and Bhadeshia R.W.K. 2006. *Steels Microstructure and Properties*. 3 ed. United Kingdom: Elsevier Ltd.
- 7 Barbieri, Fernando Cruz, Uma introdução dos materiais aplicados, em Exercícios de ciência de Materiais, S.J. Campos, Editor., Engenharia Mecatrônica, Produção e aeronáutica: Universidade Paulista.
- 8 Valve magazine. 2014. "WCC and LCC Casting in ASME B16.34". Accessed a 17/01/2015. Available from: <http://www.valvemagazine.com/index.php/magazine/sections/material-s-qa/4273-wcc-and-lcc-casting-in-asme-b1634>.
- 9 Ces EduPack 14.3.5, Granta, Editor. 2014, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto
- 10 DuritCast, Tabela de Composições químicas- Aço. 2014.
- 11 International, ASTM. 2012. Standard Specification for Steel Castings, Ferritic and Martensitic, for Pressure-Containing Parts, Suitable for Low-Temperature Service. In A352/A352M.
- 12 Bramfitt Bruce L., Arlan O. Benscoter. 2002. *Metallographer's Guide Practices and Procedures for Irons and Steels*. Edited by ASM International. Ohio.
- 13 Durand-Charre, Madeleine. 2003. *Microstructure of Steels and Cast irons*. Edited by Springer. France.
- 14 Tschiptschin, André Paulo, Tratamento térmico de aços. EPUSP: Brasil
- 15 Cardoso, Pedro A. S. Lopes. 1999. *Influência dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento no processo de nitretação em banho de sais no aço*

- rápido AISI M-2*, Instituto de pesquisas energéticas e nucleares, Universidade de São paulo, São Paulo
- 16 Gracioso, José Francisco Fadel. 2003. *Efeito das condições de têmpera na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço inoxidável martensítico fundido CA6NM*, Engenharia mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, Brasil.
  - 17 Vendramine, Cecília de Freitas. 2012. "Levantamento da curva TTT do aço 15B30 com análise dos constituintes ferrita e perlite", Centro universitário da Fei.
  - 18 Santos, Igor Miguel da Cunha. 2013. "Elaboração de um diagrama TAC para um aço de alta tenacidade API X-70", Engenharia de Materiais, Universidade Nova de Lisboa.
  - 19 Pavanati, Henrique Cezer. Introdução a tecnologia dos materiais. Centro federal de educação tecnológica de Santa Catarina
  - 20 Adams, B.L. and Allya D., Metallography and Microstructures. ASM Handbook. Vol. 9. 2004: ASM International.
  - 21 Software JMatPro. 2014. Em Pratical software for materials properties, editado por Sente Software Ltd
  - 22 Bhadeshia, H.K.D.H. and Honeycomb, R.W.k, 2006 Steels Microstruture and Properties. BH, University of Cambrige.
  - 23 Fagundes, Edson José. 2006. Análise da Influência do Ciclo de Recozimento de Esferoidização nas Propriedades Mecânicas do Aço SAE 1050, Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade de Mina Gerais, Belo Horizonte, Brasil.
  - 24 Qualidade, Instituto Português. 2006. Norma Portuguese NP EN 10006-1 ; Materiais metálicos, Ensaio de Tração. In *Parte 1: Método de ensaio à temperatura ambiente*.
  - 25 Qualidade, Instituto Português. 2007. Norma portuguesa NP EN 10045-1 : Materiais metálicos: Ensaio de choque em provete entalhado Charpy. In *1ª parte - Método de ensaio*.
  - 26 Qualidade, Instituto Português da. 2009. NP EN ISO 6506: Materiais metálicos Ensaio de dureza Brinell. In *Parte 1: Método de ensaio*.
  - 27 Why Lead Is Not An Alloying Element In Steel 2012 cited 6/08/2015. Available from <http://pmpaspeakingofprecision.com/2011/02/23/why-lead-is-not-an-alloying-element-in-steel/>.

## Anexo I

### Composição química das diferentes zonas obtidas no MEV

#### Liga 1

Tabela I: Composição química da zona 1, liga 1.

		Mn	S	Ca	Mg
Z1	Wt%	59,93	38,32	0,90	0,85
	At%	46,55	51	0,96	1,49

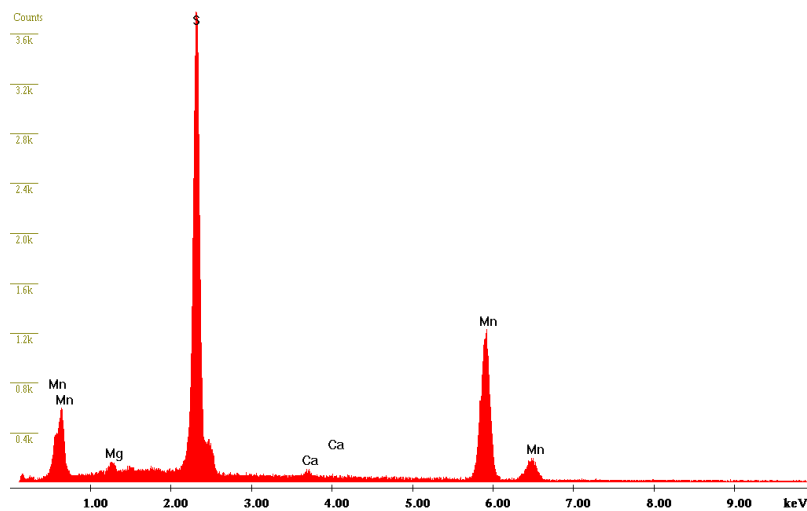


Tabela II: Composição química da zona 2, liga 1.

		O	Al	Ca	Mn	S	Mg
Z2	Wt%	40,25	48,68	5,19	02,23	1,84	1,81
	At%	54,43	39,03	2,80	0,88	1,24	1,61

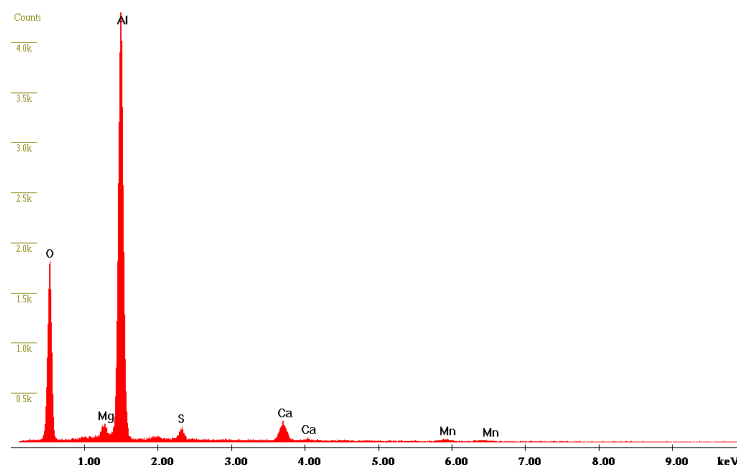




Tabela III: Composição química da zona 3, liga 1.

		O	Al	Mg
Z3	Wt%	42,21	51,39	6,40
	At%	54,89	39,63	5,48

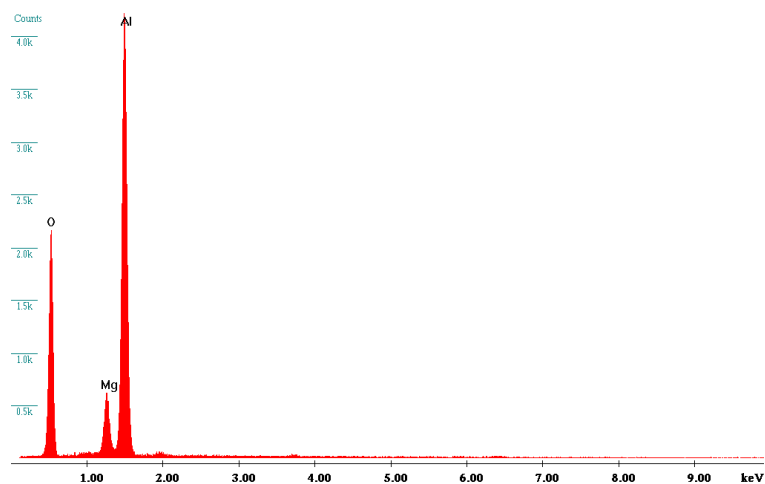


Tabela IV: Composição química da zona 4, liga 1.

		Ti	N	Nb	Fe	C
Z4	Wt%	59,48	28,62	6,59	2,63	2,68
	At%	34,24	56,335	1,95	1,30	6,15

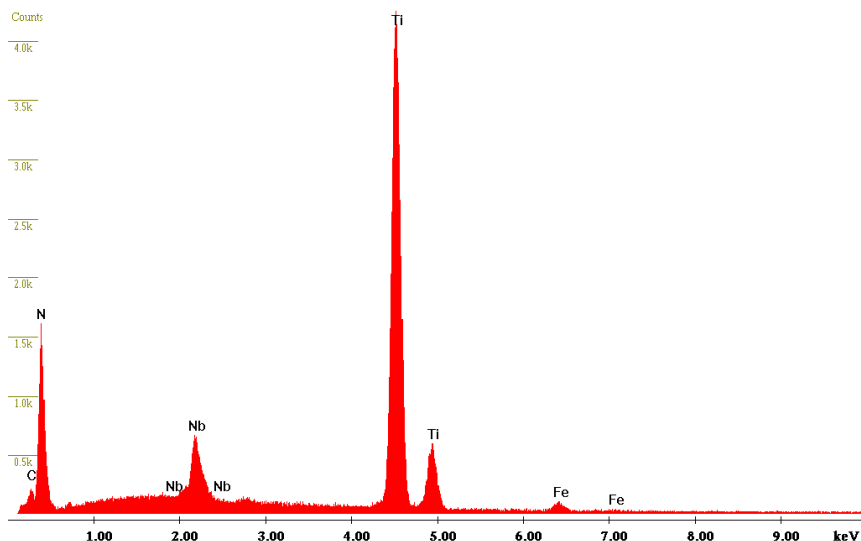
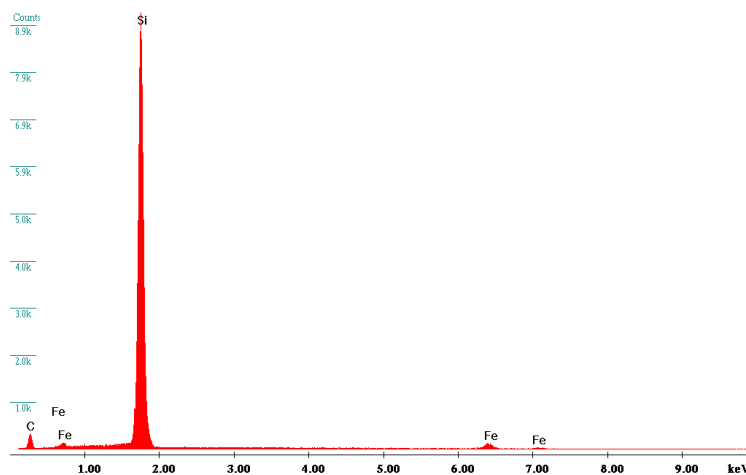




Tabela IV: Composição química da zona 5, liga 1.

		Si	C	Fe
Z5	Wt%	68,10	24,19	7,71
	At%	52,98	44	3,02



## Liga 2

Tabela VI: Composição química da zona 2, liga 2.

		Pb	Fe	Mn	C
Z2	Wt%	88,27	6,54	2,72	2,46
	At%	53,39	14,68	6,21	25,71

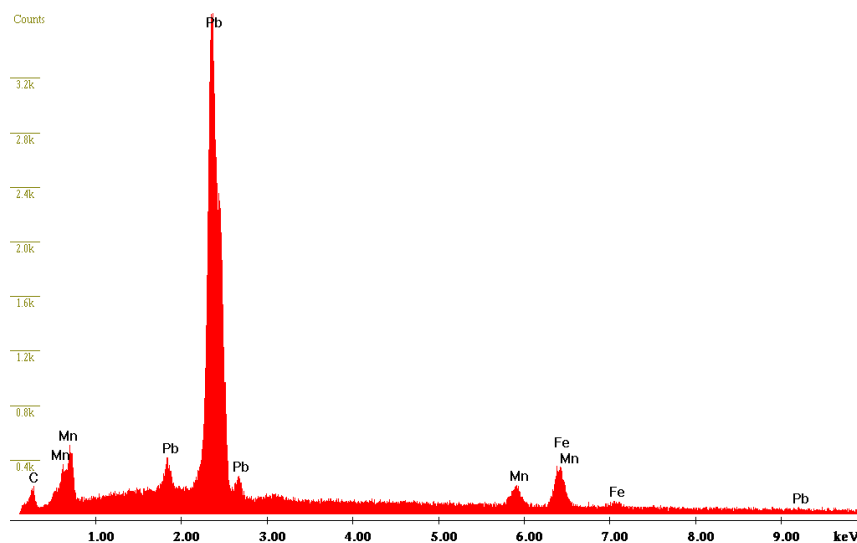


Tabela VII: Composição química da zona 3, liga 2.

		Ti	N	Fe	C	Zr
Z3	Wt%	63,94	29,31	3,13	2,43	1,20
	At%	36,09	56,57	1,52	5,47	0,35

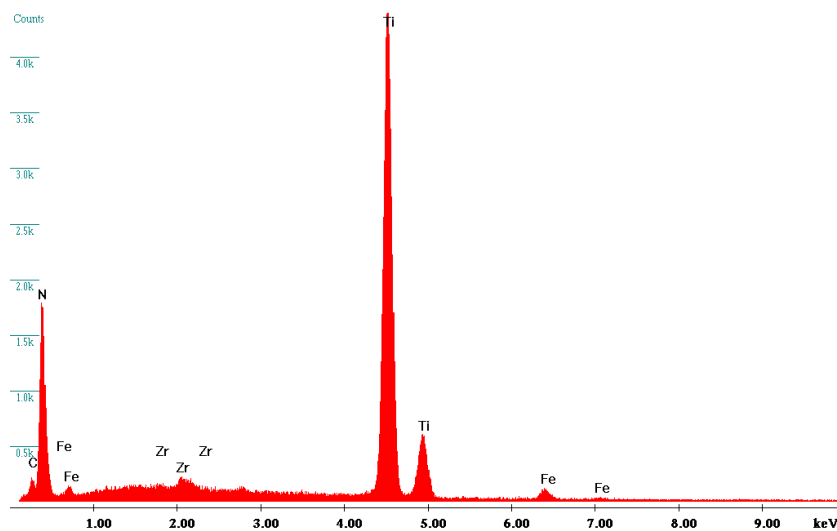


Tabela VIII: Composição química da zona 4, liga 2.

		Mn	S
Z4	Wt%	63,97	36,03
	At%	50.89	49.11

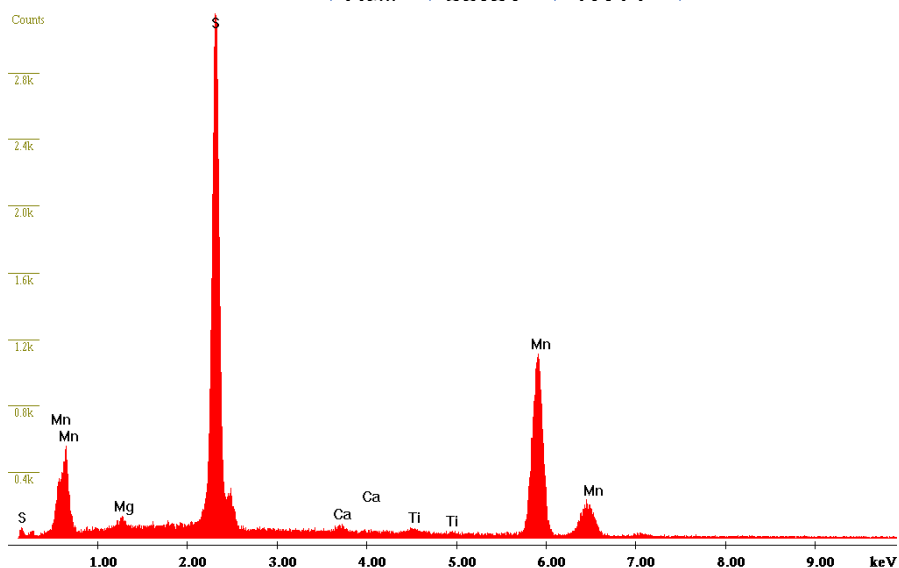
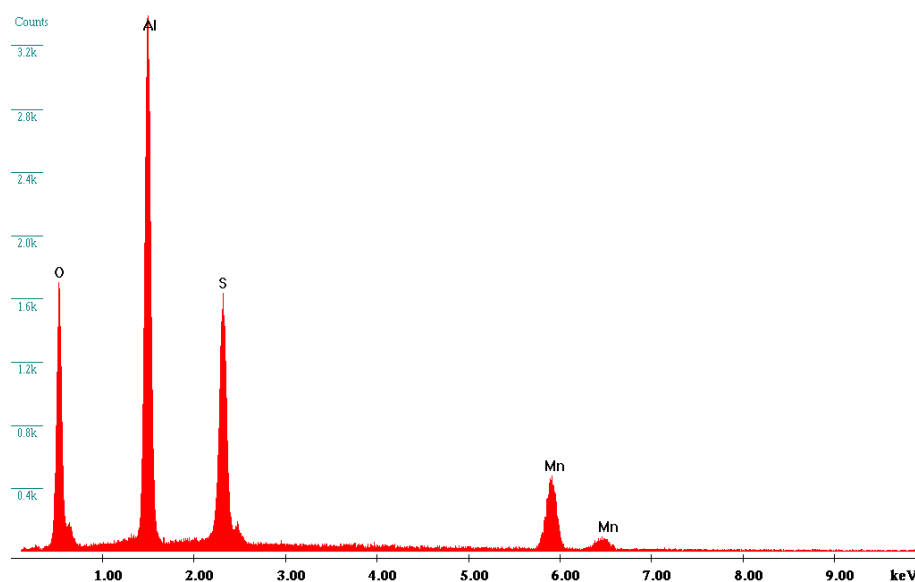


Tabela IX: Composição química da zona 6, liga 2.

		Al	O	Mn	S
Z6	Wt%	28,79	26,65	25,72	18,84
	At%	28,17	43,97	12,36	15,51



### Liga 3

Tabela X: Composição química da zona 1, liga 3.

		Mn	S	Ca	Mg
Z1	Wt%	59,93	38,32	0,90	0,85
	At%	46,55	51	0,96	1,49

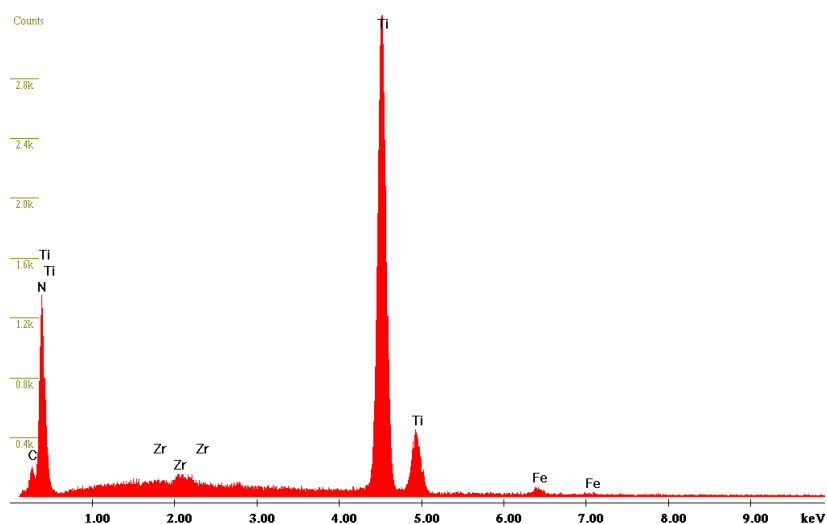


Tabela XI: Composição química da zona 2, liga 3.

		Al	O	Fe	Ca	C
Z2	Wt%	44,63	36,45	11,41	5,07	2,45
	At%	37,03	51,00	4,57	2,83	4,56

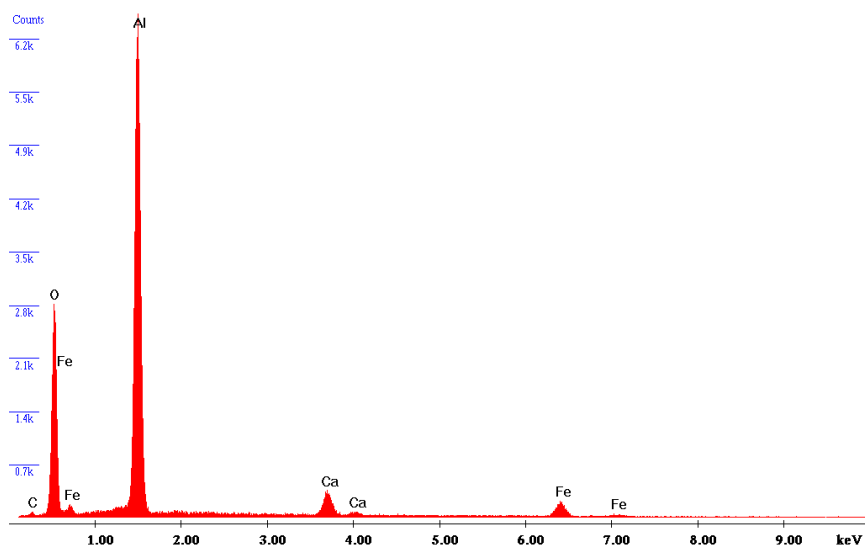
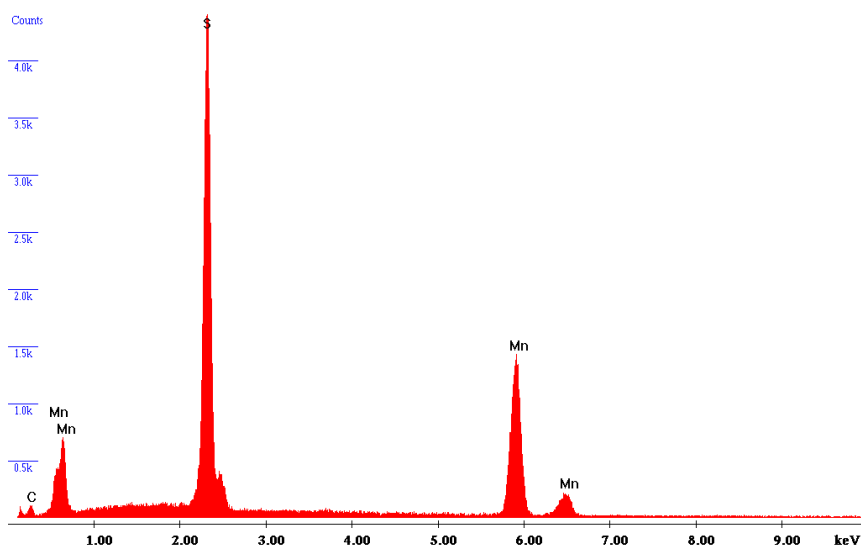


Tabela XII: Composição química da zona 3, liga 3.

		Ti	N	Fe	C	Zr
Z3	Wt%	63,94	29,31	3,13	2,43	1,20
	At%	36,09	56,57	1,52	5,47	0,35



*Tabela XIII: Composição química da zona 4, liga 3.*

		Pb	Fe	C	Mn	Ti
Z4	Wt%	70,05	11,28	8,60	7,12	2,95
	At%	23,36	13,96	49,48	8,95	4,25

